

**MAGNETORESISTANCE DEVICE
AND METHOD OF FABRICATING THE SAME**

Background of the Invention

5 1. Field of the Invention

本発明は、磁気抵抗デバイス及びその製造方法に関し、特に、トンネル磁気抵抗効果（TMR効果）を示す磁気トンネル接合（MTJ）を含む磁気抵抗デバイス及びその製造方法に関する。

10 2. Description of the Related Art

2つの強磁性体層と、これらの強磁性体層に挟まれたトンネル障壁層（トンネル絶縁層）とで構成される磁気トンネル接合は、該強磁性体層の磁化の相対方向に依存して、その抵抗が大きく変化する。このような現象は、トンネル磁気抵抗効果と呼ばれる。磁気トンネル接合の抵抗を検出することにより、強磁性体層の磁化の方向を判別することが可能である。このような磁気トンネル接合の性質を利用して、磁気トンネル接合を含む磁気抵抗デバイスは、不揮発的にデータを保持する磁気ランダムアクセスメモリ（MRAM）、及びハードディスク用の磁気読み取りヘッドに適用される。

20 磁気トンネル接合を含む磁気抵抗素子は、典型的には、固定強磁性層と、自由強磁性層と、固定強磁性層と自由強磁性層との間に介設されたトンネル絶縁層とを含んで構成される。固定強磁性層は、向きが固定された自発磁化を有し、自由強磁性層は、向きが反転可能な自発磁化を有している。

25 自発磁化の向きを強固に固定するために、固定強磁性層は、しばしば、反強磁性層に接合して形成される。反強磁性層が固定強磁性層に与える交換相互作用は、固定強磁性層の自発磁化を強固に固定する。反強磁性層は、一般に、IrMn、PtMnのようなMnを含む反強磁性体で形成される。

更に、自由強磁性層は、しばしば、高いスピン分極率を有する強磁性体で形成されたハード強磁性層と、ソフトな強磁性体で形成されたソフト強磁性層とで構成される。このような自由強磁性層の構造は、磁気トンネル接合の磁気抵抗変化率（MR比）を大きくしながら、自由強磁性層の自発磁化の反転磁界（あるいは抗磁場、又は保磁力）を低減することを可能にする。ハード強磁性層は、一般に、Co、CoFe等のCoを含む強磁性体で形成され、ソフト強磁性層は、一般に、NiFe等のNiを含む強磁性体で形成される。

磁気抵抗素子の課題の一つは、熱的な安定性である。磁気抵抗素子に高い温度が加えられると、磁気抵抗素子を構成する層の間で相互拡散が発生する。この相互拡散は、磁気抵抗素子の特性、特にMR比を劣化させる。例えば、特許文献1は、ハード強磁性層とソフト強磁性層との間の相互拡散の問題を指摘している。特に問題になるのは、ソフト強磁性層に含まれるNiがハード強磁性層に拡散することである。Niのハード強磁性層への拡散は、磁気抵抗素子の特性を劣化させる。日本国公開特許公報 No. P2000-20922A は、ハード強磁性層とソフト強磁性層との間に、相互拡散を防止する酸化膜又は窒化膜を設けることを開示している。日本国公開特許公報 No. Jp-A 2002-158381 は、Mnを含む反強磁性体からMnが固定強磁性層に拡散する問題を指摘している。この文献は、固定強磁性層を2つの強磁性層と、該強磁性層の間に介設された絶縁層又はアモルファス磁性層とで形成することにより、Mnの固定強磁性層への拡散を防止する技術を開示している。日本国公開特許公報 No. Jp-A 2001-237471 は、固定強磁性層及び自由強磁性層に酸化物磁性層を挿入することにより磁気抵抗素子の熱的安定性を向上する技術を開示している。日本国公開特許公報 No. Jp-A-Heisei 10-65232 は、自由強磁性層と、自由強磁性層の結晶性を向上する

ために自由強磁性層の下に形成されるバッファ層との間の相互拡散の問題を指摘している。この文献は、酸化物、窒化物、炭化物、ホウ化物、フッ化物などからなる原子拡散バリア層を自由強磁性層とバッファ層との間に形成することにより、バッファ層と熱拡散を抑

5 制し、熱安定性を向上する技術を開示している。

日本国公開特許公報 No. Jp-A 2002-74627 は、自由強磁性層の上に高伝導層と、高伝導層を構成する主要元素と異なる元素の主成分として含有し、且つ実質的に結晶質である電子反射層とを形成することによって電子反射特性を向上させ、熱的な安定性を改善する

10 技術を開示している。この文献は、更に、該電子反射層が自由強磁性層に近い第1層と、自由強磁性層から遠い第2層とを含み、第1層が、第2層よりも参加されやすい元素の酸化物で形成されていることを開示している。

磁気抵抗素子の課題の他の一つは、自由強磁性層の反転磁界の低減である。ハード強磁性層とソフト強磁性層との積層構造体で形成

15 された自由強磁性層は、大きなMR比を確保しようとする、充分に反転磁界が低減できない場合がある。

自由強磁性層の反転磁界の低減は、自由強磁性層の磁化 M_s と膜厚 t の積（以下、「積 $M_s \times t$ 」という。）を減少することによって

20 達成可能である。以下は、その理由の説明である。自由強磁性層が一軸異方性を有する場合、該自由強磁性層の反転磁界は、自由強磁性層の全異方性磁界によって決定される。サブミクロンオーダーのサイズを有する磁気抵抗素子では、自由強磁性層の形状異方性による異方性磁界が、自由強磁性層の全異方性磁界の殆どを占める。し

25 たがって、自由強磁性層の反転磁界は、形状異方性による異方性磁界 (anisotropy field) H_a に近似できる。この場合、異方性磁界 H_a は、下記式 (1) :

$$H_a = 4 \pi M_s (N_x - N_y), \quad \dots (1)$$

で表される。ここにおいて、 M_s は、自由強磁性層の飽和磁化であり、 N_x 及び N_y は、それぞれ、磁気抵抗素子の短辺方向の反磁界係数、及び長辺方向の反磁界係数である。自由強磁性層の膜厚が一定の場合、磁気抵抗素子の長辺と短辺の長さの比（アスペクト比）が増大するほど $N_x - N_y$ は増大し、ゆえに、形状異方性に起因する異方性磁界 H_a も増大する。更に、自由強磁性層のサイズの減少とともに反磁界係数は増大するため、自由強磁性層のサイズが小さくなると反磁界及び異方性磁界 H_a は増大する。アスペクト比が固定である場合、異方性磁界 H_a は、下記式（2）：

$$H_a \sim 4 \pi M_s \times t / W, \quad \dots (2)$$

で近似される。ここにおいて W は、自由強磁性層の短辺の長さであり、 t は、自由強磁性層の膜厚である。式（2）は、自由強磁性層の反転磁界は、 $M_s \times t$ を減少させることによって減少させることができることを示している。一般には、自由強磁性層の膜厚 t を薄くすることによって $M_s \times t$ を低減させ、もって自由強磁性層の反転磁界の低減を実現できる。

また、Zhang et al.は、Applied Physics Letters vol. 78, No. 19, 7 May 2001, pp. 2911-2913 に、 Al_2O_3 層と、CoFe層との間にFeOx層を挿入した磁気トンネル接合を開示している。

更に、Matsuda et al.は、Applied Physics Letters vol. 77, No. 19, 6 November 2000, pp. 3060-3062 に、磁気トンネル接合の磁気抵抗が、接合の幾何学的構造によって減少されることを開示している。

加えて、Moodera et al.は、Applied Physics Letters vol. 69, No. 5, 29 July 1996, pp. 708-710 に、磁気トンネル接合の磁気抵抗が、幾何学的に増加可能であることを開示している。

更に、Ohnuma et al.は、日本応用磁気学会誌 vol. 19, No. 1, 1995, pp.19-25 に、C o 基合金、及びF e 基合金と、非磁性体の酸化物又は窒化物とからなるグラニューパー合金で、高電気抵抗の軟磁性膜を形成する技術を開示している。

- 5 発明者は、熱処理が行われたときに、磁気抵抗素子と該磁気抵抗素子を他の素子に電氣的に接続する導体との間で発生する相互拡散が、磁気抵抗素子の特性に悪影響を及ぼすことを見出した。磁気抵抗素子を機能させるためには、磁気抵抗素子を他の素子（例えばトランジスタ）に電氣的に接続する必要がある。このため、磁気抵抗素子は、他の素子に電氣的に接続された導体（例えば、ビア及び配線）に接続される。このような導体は、一般に、他の半導体集積回路と同様にA l, C u, W, 及びT i Nで形成される。T a, R u, Z r, 及びM o 層が磁気抵抗素子と他の素子とを電氣的に接続する導体として使用されることもある。磁気抵抗素子を他の素子に電氣的に接続する導体と、磁気抵抗素子との間の相互拡散の影響として、以下の3つが挙げられる。

- 第1に、該導体を構成する材料が磁気トンネル接合に拡散すると、磁気トンネル接合のM R比が劣化する。特に、該導体がA lを含む場合には、A lは比較的に低い温度によって拡散するため、A lの磁気トンネル接合への拡散の問題は重大である。また、該導体を構成する材料、特にA lが反強磁性層やソフト強磁性層に拡散することによって、反強磁性層のM nやソフト強磁性層のN iのトンネル障壁層への拡散が一層に促進させられるため、該導体を構成する材料の磁気抵抗素子への拡散の問題は重大である。

- 25 第2に、磁気抵抗素子を構成する材料が、磁気抵抗素子と他の素子とを電氣的に接続する導体に拡散すると、該導体の抵抗が増大する。導体の抵抗率の増大は、磁気トンネル接合の抵抗の検出のS N

比を劣化させる。特に、反強磁性体に含まれるMn、及びソフト強磁性層に含まれるNiは、比較的に低い温度によって拡散するため、Mn及びNiの拡散による抵抗の増大の問題は重大である。

- 第3に、自由強磁性層を構成する材料が、熱処理によって該自由強磁性層を他の素子に電気的に接続する導体に拡散することは、自由強磁性体の膜厚 t を薄くすることによって反転磁界の低減を実現することを困難にする。なぜなら、自由強磁性層の膜厚 t が薄い場合に熱処理による拡散が発生すると、自由強磁性層の特性が大きく変動し、磁気抵抗素子の動作の信頼性を損なうからである。図26は、膜厚 t が薄い自由強磁性層の $4\pi M_s \times t$ の、熱処理による影響を示すグラフである。自由強磁性層の特性は、下記の条件で測定されている：測定された試料の構造は、

基板/Ta (10 nm) / AlOx / Ni₈₁Fe₁₉ / Ta (10 nm)

- である。AlOx膜は、1.5 nmのAL膜が酸化されて形成されている。Ni₈₁Fe₁₉膜は、その厚さが、3.0 nm, 2.6 nm, 2.2 nmのうちから選択されている。Ni₈₁Fe₁₉膜は、スパッタリングによって形成されている。熱処理の温度は、250 ~ 400 °C、時間は、30 minである。磁化 M_s は、振動式磁力計によって測定されている。

- 図26に示されているように、Ni₈₁Fe₁₉膜の膜厚 t が3.0 nm以下であると、熱処理によって $4\pi M_s \times t$ が激しく変化し、更に、膜厚 t の減少及び処理温度の増大に対して $4\pi M_s \times t$ は、急激に減少する。これらの試料は、その再現性が乏しい。このように、膜厚 t が3 nmであると、自由強磁性層の $4\pi M_s \times t$ は、熱処理に対して不安定になる。かかる不安定性は、自由強磁性体の膜厚 t を薄くすることを妨げる。

磁気抵抗素子と他の素子とを電氣的に接続する導体と、該磁気抵抗素子との間の相互拡散を抑制する技術の提供が望まれる。

Summary of the Invention

- 5 本発明の目的は、磁気抵抗素子の熱的安定性を、一層に向上する技術を提供することにある。

本発明の他の目的は、磁気抵抗素子を他の素子に電氣的に接続する導体（例えば、ビア及び配線）と、磁気抵抗素子を構成する層との間の相互拡散を防止することにより、磁気抵抗素子の熱的安定性を、一層に向上する技術を提供することにある。

10 本発明の更に他の目的は、磁気抵抗素子を構成する層に含まれる材料、特にNi、Mnが、磁気抵抗素子を他の素子に電氣的に接続する導体に拡散することにより、該導体の抵抗率が増大する現象を防止する技術を提供することにある。

15 本発明の更に他の目的は、磁気抵抗素子を他の素子に電氣的に接続する導体に含まれる材料が、磁気抵抗素子に拡散することにより、磁気抵抗素子の特性が劣化する現象を防止する技術を提供することにある。

20 本発明の更に他の目的は、磁気抵抗素子の固定強磁性層及び自由強磁性層内の磁氣的結合および電氣的結合を保ちつつ、磁気抵抗素子に含まれるMnやNiが磁気抵抗素子のトンネル絶縁層に拡散することによって磁気抵抗素子の特性が劣化する現象を防止する技術を提供することにある。

25 本発明の更に他の目的は、自由強磁性層を薄膜化し、もって反転磁界を低減することを可能にする技術を提供することにある。

本発明の更に他の目的は、自由強磁性層を構成する材料の拡散を防止し、自由強磁性層の薄膜化と反転磁界の低減とを可能にする技

術を提供することにある。

本発明の更に他の目的は、自由強磁性層の磁気抵抗曲線の角型性を保ち反転磁界のバラツキを抑制しながら、反転磁界を低減させ、更に、磁気抵抗素子のアスペクト比及びサイズを小さくするための

5 技術を提供することにある。

本発明の一の観点において、本発明による磁気抵抗デバイスは、反転可能な自由自発磁化を有する自由強磁性層と、固定された固定自発磁化を有する固定強磁性層と、自由強磁性層と固定強磁性層との間に介設されたトンネル絶縁層を含む磁気抵抗素子と、磁気抵抗素子を他の素子に電氣的に接続する非磁性の導体と、導体と磁気抵抗素子との間に設けられた拡散防止構造体とを備えている。磁気抵抗素子を他の素子に電氣的に接続する非磁性の導体とは、典型的には、ビア、及び配線層である。

15 拡散防止構造体は、導体を構成する材料の少なくとも一種が磁気抵抗素子に拡散することを防止する機能を有するように形成される。更に、拡散防止構造体は、磁気抵抗素子を構成する材料の少なくとも一種が磁気抵抗素子に拡散することを防止する機能を有するように形成される。

20 拡散防止構造体が、導体から磁気抵抗素子への拡散と、磁気抵抗素子から導体への拡散との両方を防止する機能を有することは重要である。導体から磁気抵抗素子への拡散と磁気抵抗素子から導体への拡散とのうちの一方の発生は、他方の発生の原因となる。従って、酸化物層が、これらの2つの拡散形態の両方を防止することは、磁気抵抗素子の特性の向上の観点から極めて好適である。

25 このような構造は、導体がAl, Cu, Ta, Ru, Zr, Ti, Mo, 及びWからなる群から選択された少なくとも一の元素を含む場合に有効である。

拡散防止構造体は、酸化物、窒化物、及び酸窒化物からなる群のうちから選択された一の材料で形成されることが好適である。これらの材料は、容易に緻密に形成可能であり拡散防止効果が大きい。

5 拡散防止構造体が導電性の窒化物で形成されることは、拡散防止構造体の抵抗を減少させ、磁気抵抗素子のS/N比を有効に向上するため好ましい。拡散防止構造体は、その上面及び下面で接する層を構成する元素に対し、酸素に対する結合のしやすさが同等以上である元素の酸化物から構成されることが好ましい。拡散防止構造体は、その上面及び下面で接する層を構成する元素よりも窒化物生成自由
10 エネルギーが低い元素の窒化物で形成されることが好ましい。同様に、拡散防止構造体は、その上面及び下面で接する層を構成する元素よりも酸化物生成自由エネルギー及び窒化物生成自由エネルギーが低い元素の酸窒化物で形成されることが好適である。具体的には、
15 拡散防止構造体は、 AlO_x 、 MgO_x 、 SiO_x 、 TiO_x 、 CaO_x 、 LiO_x 、 HfO_x 、 AlN 、 $AlNO$ 、 SiN 、 $SiNO$ 、 TiN 、 $TiNO$ 、 BN 、 TaN 、 $HfNO$ 、 ZrN からなる群から選択された材料で形成されることが好適である。

20 拡散防止構造体が酸化物で形成される場合、トンネル絶縁層と拡散防止構造体とは、同一の材料で形成されることが好適である。このような構造は、トンネル絶縁層と拡散防止構造体の形成に必要なコストを有効に削減する。この場合、拡散防止構造体は、トンネル絶縁層よりも薄いことが好適である。加えて、自由強磁性層の自発磁化の向きの検出のS/N比を高くするためには、酸化物層の厚さ方向の抵抗は、トンネル絶縁層の厚さ方向の抵抗よりも低いことが好
25 適である。

導体が、トンネル絶縁層を介さずに固定強磁性層に電気的に接続される第1導体と、トンネル絶縁層を介さずに自由強磁性層に電気

的に接続される第2導体とを含む場合、拡散防止構造体は、第1導体と固定強磁性層との間に介設される第1拡散防止層と、第2導体と自由強磁性層との間に介設される第2拡散防止層とを含むことが好適である。このような構造は、固定強磁性層と第1導体との間の相互拡散、及び自由強磁性層と第2導体との間の相互拡散の両方を効果的に防止する。第1拡散防止層と第2拡散防止層とは、酸化物、窒化物、及び酸窒化物からなる群のうちから選択された一の材料で形成されることが好適である。

当該磁気抵抗デバイスは、Mnを含む層を含む場合がある。Pt Mn、Ir Mnのような反強磁性体で形成された層は、典型的な、Mnを含む層である。この場合、酸化物層は、Mnを含む層と導体との間に介設されていることが好適である。更に当該磁気抵抗デバイスは、Niを含む層を含む場合がある。Ni Feのような磁的にソフトな強磁性体で形成された層は、典型的な、Niを含む層である。この場合、酸化物層は、Niを含む層と導体との間に介設されていることが好適である。

導体が、トンネル絶縁層を介さずに固定強磁性層に電氣的に接続される第1導体を含み、酸化物層が、酸化物で形成され、且つ、固定強磁性層と第1導体との間に介設される第1酸化物層を含み、磁気抵抗素子は、固定強磁性層に接合され、且つ、Mnを含む反強磁性層を更に含む場合、反強磁性層は、固定強磁性層と第1酸化物層との間に位置することが好適である。かかる構造は、反強磁性層から第1導体へのMnの拡散を有効に防止できる。

固定強磁性層は、トンネル絶縁層に直接に接合する強磁性層と、強磁性層と反強磁性層との間に挿入される複合磁性層とを含み、複合磁性層は、酸化されていない金属強磁性体を主成分とし、前記金属強磁性体よりも酸素と結合しやすく、且つ、非磁性の元素の酸化

物を副成分として混合されて形成されていることが好適である。かかる構造を有する複合磁性層は、反強磁性層から強磁性層に交換相互作用を伝達する一方で、反強磁性層に含まれるMnのトンネル絶縁層への拡散を有効に防止する。これにより、複合磁性層と強磁性層とを固定強磁性層として機能させるとともに、Mnの拡散による磁気トンネル接合の劣化を抑制することができる。強磁性層と、複合磁性層に含まれる金属強磁性体は、Coを主成分とする金属強磁性合金から形成されていることが望ましい。Coはスピン分極率が高く、酸化されにくく、且つ、熱的に安定で拡散しにくい。

- 5 自由強磁性層は、トンネル絶縁層に直接に接合する強磁性層と、強磁性層に接合され、且つ、酸化されていない金属強磁性体を主成分とし、前記金属強磁性体よりも酸素と結合しやすく、且つ、非磁性の元素の酸化物を副成分として混合されて形成されている複合磁性層とを含むことが好ましい。かかる構造を有する複合磁性層は、
- 10 結晶磁気異方性が小さくなるために比較的に磁氣的にソフトであり、Niを含まずに磁氣的にソフトな自由強磁性層を実現することを可能にする。

- 自由強磁性層が、Niを含み、導体が、トンネル絶縁層を介さずに自由強磁性層に電氣的に接続される第2導体を含む場合、酸化物層は、酸化物で形成され、且つ、自由強磁性層と第2導体との間に介設される第2酸化物層を含むことが好適である。このような構造は、第2導体を構成する材料の磁気抵抗素子への拡散を防止するとともに、自由強磁性層に含まれるNiの第2導体への拡散を防止する。

- 20 この場合、第2酸化物層は、自由強磁性層を構成し、Niを含むNi含有強磁性膜に直接に接することが好適である。この構造は、Ni含有強磁性膜の組成ずれを防止し、磁気抵抗素子の特性を向上

する。

自由強磁性層は、Niを含まず、且つ、トンネル絶縁層に直接に接合する第1強磁性層と、第1強磁性層に接合され、且つ、酸化されていない金属強磁性体を主成分とし、前記金属強磁性体よりも酸素と結合しやすく、且つ、非磁性の元素の酸化物を副成分として混合されて形成されている複合磁性層と、複合磁性層に接合され、Niを含み、且つ、複合磁性層及び第1強磁性層よりも磁氣的にソフトである第2強磁性層とを含むことも好適である。複合磁性層は、第2強磁性層からトンネル絶縁層へのNiの拡散を防止する一方、第2強磁性層から第1強磁性層への交換相互作用を媒介する。これにより、磁氣的にソフトであり、且つ、Niのトンネル絶縁層への拡散が発生しない磁気抵抗デバイスが実現可能になる。第1強磁性層と複合磁性層に含まれる金属強磁性体とは、Coを主成分とする金属強磁性合金から形成されていることが望ましい。Coはスピン分極率が高く、酸化されにくく、且つ、熱的に安定で拡散しにくい。

自由強磁性層は、トンネル絶縁層に直接に接合する第1強磁性層と、第1強磁性層に接合され、且つ、酸化されていない金属強磁性体と非磁性の金属の酸化物とが混合されて形成されている第1複合磁性層と、酸化されていない金属強磁性体と非磁性の金属の酸化物とが混合されて形成されている第2複合磁性層と、第1複合磁性層と第2複合磁性層との間に介設され、第1複合磁性層と第2複合磁性層とを反強磁性的に結合する非磁性層とを含むことが好適である。非磁性層は、第2複合磁性層の自発磁化と、第1複合磁性層及び第1強磁性層の自発磁化とを反平行に保ち、これにより、自由強磁性層を一層に磁氣的にソフトにする。かかる構造は、Niを使用せずに自由強磁性層を磁氣的にソフトにすることを可能にする。

自由強磁性層を一層に磁氣的にソフトにするためには、自由強磁

性層は、更に、第2複合磁性層に接合され、Niを含み、且つ、第1複合磁性層、第2複合磁性層及び第1強磁性層よりも磁氣的にソフトである第2強磁性層を含むことが好適である。第2強磁性層が含むNiは、自由強磁性層を一層に磁氣的にソフトにする。Niが
5 トンネル絶縁層に拡散するという問題は、第1複合磁性層、及び第2複合磁性層がNi拡散を防止するため回避可能である。更に、Niが自由強磁性層に電氣的に接続される第2導体に拡散するという問題は、自由強磁性層と第2導体との間に、酸化物で形成された第2酸化物層が設けられることにより回避可能である。第1強磁性層
10 と、前記第1複合磁性層に含まれる金属強磁性体と、前記第2複合磁性層に含まれる金属強磁性体とは、Coを主成分とする金属強磁性合金から形成されていることが望ましい。Coはスピン分極率が高く、酸化されにくく、且つ、熱的に安定で拡散しにくい。

自由強磁性層が第1複合磁性層と非磁性層と第2複合磁性層とを含む場合、自由強磁性層は、更に、第1複合磁性層と非磁性層との間に介設された第3強磁性層と、第2複合磁性層と非磁性層との間に介設された第4強磁性層とを含み、第3強磁性層と第4強磁性層
15 とは、Coを主成分とする金属強磁性層で形成されることが好適である。

20 当該磁気抵抗デバイスが、更に、自由強磁性層にバイアス磁場を印加する磁気バイアス素子を備え、磁気バイアス素子が磁気バイアス用強磁性層と、磁気バイアス用強磁性層に接合され、Mnを含む磁気バイアス用反強磁性層とを含む場合、酸化物層は、磁気バイアス素子と自由強磁性層との間に介設される第1酸化物層と、磁気バイアス素子と第2導体との間に介設された第2酸化物層とを含むこ
25 とが好適である。

導体が、トンネル絶縁層を介さずに自由強磁性層に電氣的に接続

される第2導体を有する場合、拡散防止構造体は、自由強磁性層との間に介設される第2拡散防止層を含むことが好適である。

第2拡散防止層は、自由強磁性層に直接に接合され、且つ、自由強磁性層の膜厚は、3 nm以下であることが好適であり、特に、自由強磁性層の飽和磁化と膜厚との積が、3 (T・nm) 以下であることが好適である。

自由強磁性層は、Niを含むNi含有強磁性膜を含み、第2拡散防止層は、Ni含有強磁性膜に直接に接することが好適である。

自由強磁性層は、トンネル絶縁層に直接に接合する強磁性層と、強磁性層に接合され、且つ、非磁性元素と強磁性層を構成する強磁性材料とを含有する磁化制御構造体とを含むことが好適である。

磁化制御構造体は、非磁性体であることが好適である。

磁化制御構造体は、強磁性層を構成する強磁性材料の酸化物又は窒化物で形成されていることが好適である。

非磁性材料は、Ru, Pt, Hf, Pd, Al, W, Ti, Cr, Si, Zr, Cu, Zn, Nb, V, Cr, Mg, Ta, Moのうちから選択された少なくとも一の元素で構成されていることが好適である。また、非磁性材料は、強磁性材料の結晶の粒界に偏析していることが好適である。

自由強磁性層は、その応力誘起磁気異方性、及び形状磁気異方性の磁化容易軸の方向が一致するように形成されることが好適である。

具体的には、自由強磁性層は、第1方向に長い形状を有し、自由強磁性層の磁歪定数は正であり、自由強磁性層には、前記第1方向と垂直な第2方向に圧縮応力が印加されていることが好適である。

又は、自由強磁性層には、前記第1方向に引っ張り応力が印加されることが好適である。

また、自由強磁性層の磁歪定数が負である場合には、自由強磁性

層には、前記第1方向に圧縮応力が印加され、又は、前記第1方向と垂直な第2方向に引っ張り応力が印加されることが好適である。

- 5 応力の制御は、自由強磁性層の長軸の方向と下部配線のとの間の相対方向によって制御可能である。具体的には、自由強磁性層の磁歪定数が正であり、且つ、自由強磁性層は、第1方向に長い形状を有する場合、下部配線は、第1方向に延設される。

自由強磁性層の磁歪定数が負であり、自由強磁性層とトンネル絶縁層とが接合する接合面が、前記第2方向と垂直な第1方向に長い形状を有する場合、下部配線が第2方向に延設される。

- 10 自由強磁性層の応力誘起磁気異方性は、自由強磁性層の形状磁気異方性よりも強いことが好適である。かかる自由強磁性層の特性は、とりわけ、自由強磁性層が、長軸と前記長軸に垂直な短軸とを有し、前記短軸に対する長軸の比として定義されるアスペクト比が、1.0以上、2.0以下である場合に好適である。

15

Brief Description of the Drawings

図1は、本発明による磁気抵抗デバイスの実施の一形態を示す断面図である；

- 図2は、厚い下部コンタクト層12'を含む、本実施の形態の磁気抵抗デバイスの第1変形例を示す断面図である；

図3は、厚い上部コンタクト層15'を含む、本実施の形態の磁気抵抗デバイスの第2変形例を示す断面図である；

- 図4は、反強磁性層7'、バッファ層6'、及びシード層5'が配線の一部を構成する、本実施の形態の磁気抵抗デバイスの第3変形例を示す断面図である；

図5は、複合磁性層8aを含む固定強磁性層8を備えた、本実施の形態の磁気抵抗デバイスの第4変形例を示す断面図である；

図 6 A, 6 B は, 複合磁性層 8 a の構造を示す断面図である;

図 7 は, 強磁性体である CoFe と非磁性金属である Ta とで形成された合金ターゲットを, 酸素ガスを含むスパッタガスによってスパッタすることにより形成された薄膜の抵抗率を示すグラフである;

5 図 8 は,

かかる薄膜の飽和磁化を示すグラフである;

図 9 は, かかる薄膜について XPS を行うことによって得られる Co_{2p} スペクトルを示す;

10 図 10 は, 複合磁性層 10 b を含む自由強磁性層 10 を備えた, 本実施の形態の磁気抵抗デバイスの第 5 変形例を示す断面図である;

図 11 は, 複合磁性層 10 b とソフト強磁性層 10 c とを含む自由強磁性層 10 を備えた, 本実施の形態の磁気抵抗デバイスの第 6 変形例を示す断面図である;

15 図 12 は, 金属強磁性層 10 d, 複合磁性層 10 e, 非磁性層 10 f, 複合磁性層 10 g 及びソフト強磁性層 10 h を含む自由強磁性層 10 を備えた, 本実施の形態の磁気抵抗デバイスの第 7 変形例を示す断面図である;

図 13 は, 金属強磁性層 10 i を含む自由強磁性層 10 を備えた, 20 本実施の形態の磁気抵抗デバイスの第 7 変形例を示す断面図である;

図 14 は, 磁気バイアス層 20 を備えた, 本実施の形態の磁気抵抗デバイスの第 8 変形例を示す断面図である;

25 図 15 は, 複合磁性層 8 a と, 複合強磁性層 10 b と, ソフト強磁性層 10 c と, 磁気バイアス層 20 と, 酸化物層 21 とを備えた, 本実施の形態の磁気抵抗デバイスの第 9 変形例を示す断面図である;

図16は、基板1の主面に垂直な方向において、ビア11とトンネル強磁性層9とがオーバーラップしない構造を有する、本実施の形態の磁気抵抗デバイスの第10変形例を示す断面図である；

5 図17は、基板1の主面に垂直な方向において、ビア11とトンネル強磁性層9とがオーバーラップしない構造を有する、本実施の形態の磁気抵抗デバイスの第11変形例を示す断面図である；

図18は、読み出しに使用される下部配線2と別に書き込み配線2'を備えた、本実施の形態の磁気抵抗デバイスの第12変形例を示す断面図である；

10 図19は、比較例1及び実施例1の試料について、磁気トンネル接合のMR比の熱処理温度に対する依存性を示す図である；

図20は、比較例2及び実施例2の試料について、AlCu層のシート抵抗の熱処理温度に対する依存性を示す図である；

15 図21は、比較例2、実施例2、及び実施例3の試料について、AlCu層のシート抵抗の熱処理温度に対する依存性を示す表である；

図22は、比較例3及び実施例4の試料について、磁気トンネル接合のMR比の熱処理温度に対する依存性を示す図である；

図23は、比較例3の試料の磁化曲線を示す図である；

20 図24は、実施例4の試料の磁化曲線を示す図である；

図25は、比較例4、比較例5、実施例5、及び実施例6の試料について、自由強磁性層の飽和磁化の、熱処理温度に対する依存性を示す表である；

25 図26は、膜厚tが薄い自由強磁性層の $4\pi M_s \times t$ の、熱処理による影響を示すグラフである；

図27は、積 $4\pi M_s \times t$ を低減する自由強磁性層の構造を示す断面図である；

図 2 8 は、積 $4\pi M_s \times t$ を低減する自由強磁性層の他の構造を示す断面図である；

図 2 9 は、積 $4\pi M_s \times t$ を低減する自由強磁性層の更に他の構造を示す断面図である；

- 5 図 3 0 は、積 $4\pi M_s \times t$ を低減する自由強磁性層の更に他の構造を示す断面図である；

図 3 1 は、形状磁気異方性と応力誘起磁気異方性との磁化容易軸の方向を一致させる M R A M 構造を示す断面図である；

- 10 図 3 2 は、形状磁気異方性と応力誘起磁気異方性との磁化容易軸の方向を一致させる M R A M 構造を示す平面図である；

図 3 3 は、結晶磁気異方性と形状磁気異方性と応力誘起磁気異方性との関係を示す平面図である；

図 3 4 は、形状磁気異方性と応力誘起磁気異方性との方向を一致させる他の M R A M 構造を示す平面図である；

- 15 図 3 5 は、形状磁気異方性と応力誘起磁気異方性との好適な関係を示す平面図である；

図 3 6 は、実施例 7 の試料について、 $4\pi M_s \times t$ の熱処理による影響を示すグラフである；

- 20 図 3 7 は、比較例 6、及び実施例 8、9、10 の試料について、 $4\pi M_s \times t$ の熱処理による影響を示すグラフである；

図 3 8 は、比較例 7 の試料と実施例 11 の試料の、自由強磁性層の磁化曲線である；

図 3 9 A は、比較例 8 の試料の、自由強磁性層の磁気抵抗曲線である；

- 25 図 3 9 B は、比較例 9 の試料の、自由強磁性層の磁気抵抗曲線である；

図 3 9 C は、実施例 12 の試料の、自由強磁性層の磁気抵抗曲線

である；

図40は、比較例9及び実施例12の試料の、アスペクト比と歩留まりとの関係を示すグラフである。

5 Description of Preferred Embodiments

本発明による磁気抵抗素子の実施の一形態は、図1に示されているように、クロスポイントセル型のMRAMである。実施の第1形態では、基板1の上面側に、下部配線2と上部配線3とが形成されている。下部配線2と上部配線3とは、 $Al_{90}Cu_{10}$ で形成され

10 ている。

下部配線2と上部配線3との間には、MRAMのメモリセルとして機能する磁気抵抗素子4が設けられている。磁気抵抗素子4は、シード層5、バッファ層6、反強磁性層7、固定強磁性層8、トンネル絶縁層9、及び自由強磁性層10を含む。磁気抵抗素子4の固

15 定強磁性層8、トンネル絶縁層9、及び自由強磁性層10は、磁気トンネル接合を構成する。

固定強磁性層8は、スピン分極率の高い金属強磁性合金、典型的には、CoFeで形成される。CoFe合金は、磁氣的に比較的ハードな（即ち、保磁力が大きい）強磁性体である。後述されるよう

20 に、固定強磁性層8の自発磁化は、反強磁性層7からの交換相互作用によって固定される。

自由強磁性層10は、磁氣的に比較的ソフトな（即ち、保磁力が小さい）強磁性体で形成される。自由強磁性層10は、その自発磁化が反転可能であり、且つ、該自発磁化の向きが、固定強磁性層8

25 の自発磁化と平行（parallel）、又は反平行（antiparallel）のいずれかを向くように形成されている。自由強磁性層10の自発磁化は反転可能であり、磁気抵抗素子4は、1ビットのデータを自由

強磁性層10の自発磁化の向きとして記憶する。

自発磁化が反転される自由強磁性層10は、Niを含む強磁性体、典型的にはNiFeで形成される。一般に、Niを含む強磁性体は、比較的磁氣的にソフトであり、自発磁化が反転される自由強磁性層
5 10の形成に好適である。自由強磁性層10は、トンネル絶縁層9の上に形成されるCoFe層と、該CoFe層の上に形成されるNiFe層とで構成されることがある。スピン分極率が高いCoFe層により磁気トンネル接合のMR比が向上される一方、NiFe層は、CoFe層を磁氣的にソフト化し、保磁力を低下させる。Co
10 Fe層とNiFe層とで形成される積層構造は、自発磁化の反転が容易で、且つ、MR比が高い磁気トンネル接合を実現する。

トンネル絶縁層9は、トンネル電流が流れる程度に薄い非磁性の絶縁体で形成される。トンネル絶縁層9は、典型的には、 AlO_x 、 AlN_x 、 MgO_x で形成され、その厚さは、磁気抵抗素子4に求め
15 られる抵抗に応じて設定され、典型的には1.2～2nmである。トンネル磁気抵抗効果（TMR効果）により、トンネル絶縁層9の厚さ方向の抵抗値は、固定強磁性層8の自発磁化と自由強磁性層10の自発磁化とが、平行であるか、反平行によって異なる。トンネル絶縁層9の厚さ方向の抵抗値によって磁気抵抗素子4に記憶され
20 ているデータの判別が可能である。

シード層5及びバッファ層6は、その上に設けられる反強磁性層7の配向を制御し、反強磁性層7の反強磁性相を安定化するために設けられる。シード層5は、典型的にはTa、Crで形成され、シード層5の上に設けられるバッファ層6は、典型的には、NiFe、
25 CoFeで形成される。

反強磁性層7は、Mnを含む反強磁性体、典型的には、PtMn及びIrMnで形成される。反強磁性層7は、その直上に接合され

る固定強磁性層 8 に交換相互作用を及ぼし、固定強磁性層 8 の自発磁化を固定する。

磁気抵抗素子 4 と下部配線 2 との間には、ビア 1 1、下部コンタクト層 1 2、及び酸化物層 1 3 が設けられる。ビア 1 1、下部コンタクト層 1 2、及び酸化物層 1 3 を介して、磁気抵抗素子 4 の固定強磁性層 8 は、下部配線 2 に電氣的に接続される。ビア 1 1 は、下部配線 2 に接合され、基板 1 の主面に垂直な方向に延設されている。ビア 1 1 は、典型的には、タングステン、銅、モリブデンで形成される。

- 10 下部コンタクト層 1 2 は、ビア 1 1 の上に設けられている。下部コンタクト層 1 2 は、ビア 1 1 に対する良好な付着層として機能し、且つ、その上部の酸化物層 1 3 の膜質を向上させる。更に下部コンタクト層 1 2 は、ビア 1 1 と酸化物層 1 3 との間の良好な電氣的接触を保つ。下部コンタクト層層 1 2 は、典型的には、TiN, Ta, Ru, W, Zr, 及びMoで形成される。

- 15 酸化物層 1 3 は、下部配線 2、ビア 1 1 及び下部コンタクト層 1 2 と、磁気抵抗素子 4 との間の相互拡散を効果的に防止する。即ち、酸化物層 1 3 は、下部配線 2 を構成するアルミニウム及び銅、ビア 1 1 を構成するタングステン、銅、及びモリブデン、並びに、下部コンタクト層 1 2 を構成するTiN, Ta, Ru, W, Zr, 及びMoが、磁気抵抗素子 4 に拡散することを有効に防止する。更に、酸化物層 1 3 は、バフファ層 6 を構成するNi、及び反強磁性層 7 を構成するMnが、下部配線 2 に拡散することを有効に防止する。酸化物で形成された酸化物層 1 3 は、その構造を緻密にすることが容易であり、相互拡散を有効に防止可能である。

25 酸化物層 1 3 が、下部配線 2、ビア 1 1 及び下部コンタクト層 1 2 から磁気抵抗素子 4 への拡散と、磁気抵抗素子 4 から下部配線 2、

ビア 1 1 及び下部コンタクト層 1 2 への拡散との両方を防止する機能を有することは重要である。下部配線 2, ビア 1 1 及び下部コンタクト層 1 2 から磁気抵抗素子 4 への拡散と磁気抵抗素子 4 から下部配線 2, ビア 1 1 及び下部コンタクト層 1 2 への拡散とのうちの一方の発生は、他方の発生の原因となる。従って、酸化物層 1 3 が、これらの 2 つの拡散形態の両方を防止することは、磁気抵抗素子 4 の特性の向上の観点から極めて好適である。

酸化物層 1 3 は、Al, Mg, Si, Hf, Li, Ca, 及び Ti の酸化物で形成されることが好適である。これらの元素の酸化物で形成された酸化物層 1 3 は、その構造が非常に緻密であり、酸素との結合力が高いため熱的安定性が高く、相互拡散の抑制効果が大きい。

特に Mn の拡散を防止するために、酸化物で形成された膜を使用することは、Mn の拡散を有効に抑制する点で好適である。Mn は、酸素に対して結合しやすい。このため、酸化物で形成されている酸化物層 1 3 に Mn が拡散すると、拡散された Mn は、酸素と結合して安定化され、酸化物層 1 3 に固定される。Mn が酸化物層 1 3 に固定されることにより、Mn の下部配線 2 への拡散が効果的に防止される。

酸化物層 1 3 は、その下面（基板 1 の側の面）及び上面に接する層（即ち、下部コンタクト層 1 2 及びシード層 5）を構成する材料よりも、酸素と結合する力が大きい材料の酸化物を用いることが好適である。そうでない材料の酸化物を酸化物層 1 3 に使用することは、酸化物層 1 3 の下面及び上面に接する層に酸素を拡散させて酸化物層 1 3 を不安定化し、酸化物層 1 3 の拡散防止効果を失わせるため好適でない。下部コンタクト層 1 2 に Ta, シード層 5 に Ta, 又は Cr を使用する場合には、それらより酸化物生成自由エネルギー

一が低いAl, Mg, Si, Hf, Li, Ca, 及びTiの酸化物を酸化物層13として使用することが好適である。

トンネル絶縁層9の抵抗の検出におけるSN比を向上するためには、酸化物層13の厚さ方向の抵抗は、なるべく小さいことが好適である。酸化物層13は、磁気トンネル接合に、電氣的に直列に接続されるため、酸化物層13の厚さ方向の抵抗は、トンネル絶縁層9の抵抗の検出におけるSN比を劣化させる。したがって、酸化物層13の厚さ方向の抵抗は、小さいことが好適であり、より具体的には、トンネル絶縁層9の厚さ方向の抵抗より小さいことが好適である。

拡散防止層として機能する酸化物層13は、その比抵抗が小さい場合（即ち、酸化物層13の膜厚を厚くできる場合）においても薄い方が好適である。酸化物層13を厚く成長させると、酸化物層13の格子歪みが増大し、ゆえに、自由強磁性層10に不所望に応力を与える。自由強磁性層10に加えられた応力は、自由強磁性層10の磁気異方性を変化させ、自由強磁性層10の特性の好適な制御を困難にするため好ましくない。具体的には、酸化物層13の厚さは、5nm以下であることが好適である。

加えて、酸化物層13の厚さが1nm以下であることは、酸化物層13の厚さ方向の抵抗を実質的になくすることができる点で好適である。酸化物層13の厚さを1nm以下にすることにより、酸化物層13の抵抗は、トンネル現象によって極度に小さくなる。

トンネル絶縁層9と酸化物層13とを同一の材料で形成することは、トンネル絶縁層9と酸化物層13とを共通の装置及び材料で形成でき、MRAMの製造に要するコストを低減できる点で好適である。例えば、トンネル絶縁層9と酸化物層13とをスパッタによって形成する場合、トンネル絶縁層9と酸化物層13とを同一の材料

で形成することにより、トンネル絶縁層 9 と酸化物層 13 とを同一のスパッタターゲットを使用して形成することが可能になる。

トンネル絶縁層 9 と酸化物層 13 とが同一の材料で形成される場合、トンネル絶縁層 9 の抵抗の検出における S/N 比を向上するため
5 には、酸化物層 13 の膜厚は、トンネル絶縁層 9 の膜厚よりも薄いことが好適である。これにより、酸化物層 13 の厚さ方向の抵抗がトンネル絶縁層 9 の厚さ方向の抵抗より小さくなり、トンネル絶縁層 9 の抵抗の検出における S/N 比を向上することができる。

上部配線 3 と磁気抵抗素子 4 との間には、酸化物層 14 と上部コ
10 ンタクト層 15 とが設けられている。酸化物層 14 は、磁気抵抗素子 4 の自由強磁性層 10 の上に形成されている。上部コンタクト層 15 は、酸化物層 14 の上に形成され、上部配線 3 と接合される。磁気抵抗素子 4 の自由強磁性層 10 は、酸化物層 14 と上部コンタクト層 15 とを介して上部配線 3 に電氣的に接続されている。

15 上部コンタクト層 15 は、上部コンタクト層 15 よりも下部の層を素子加工プロセスによるダメージから保護し、且つ、酸化物層 14 と上部配線 3 との間の良好な電氣的接触を保つ。上部コンタクト層 15 は、典型的には、TiN, Ta, Ru, W, Zr, 及び Mo で形成される。

20 酸化物層 14 は、上部配線 3 と磁気抵抗素子 4 との間の相互拡散を効果的に防止する。即ち、酸化物層 14 は、上部配線 3 を構成するアルミニウム及び銅の磁気抵抗素子 4 への拡散を防止し、自由強磁性層 10 に含まれる Ni の上部配線 3 への拡散を防止する。Ni の上部配線 3 への拡散を抑制することにより、上部配線 3 の抵抗の
25 上昇が防止される。酸化物で形成された酸化物層 14 は、その構造を緻密にすることが容易であり、相互拡散を有効に防止可能である。酸化物層 13 と同様の理由により、酸化物で形成された酸化物層 1

4 は、Ni の拡散を有効に抑制する点で好適である。

自由強磁性層 10 に直接に接続される酸化物層 14 が、自由強磁性層 10 から上部配線 3 への Ni の拡散を防止することは、自由強磁性層 10 の膜厚 t を薄くし、もって自由強磁性層 10 の $M_s \times t$ の減少を可能にする点でも重要である。Ni の自由強磁性層 10 からの流出は、特に自由強磁性層 10 の膜厚 t が薄い場合に自由強磁性層 10 の組成を大きく変動させ、自由強磁性層 10 の特性を不安定にする。酸化物層 14 の挿入は、Ni が自由強磁性層 10 から流出することを防ぎ、自由強磁性層 10 の組成を所望値に調整可能にする。これは、自由強磁性層 10 の膜厚 t が薄い場合に特に有効である。

酸化物層 13 と同様に、酸化物層 14 が上部配線 3 から自由強磁性層 10 への拡散と自由強磁性層 10 から上部配線 3 への拡散の両方を防止する機能を有することは重要である。酸化物層 13 が、これらの拡散の両方を防止することは、磁気抵抗素子 4 の特性の向上の観点から極めて好適である。

酸化物層 14 に求められる物性は、酸化物層 13 と同様であり、酸化物層 13 に好適な材料及び構造は、酸化物層 14 にも好適である。第 1 に、酸化物層 14 の構造を緻密化して、且つ、高温まで熱的安定性を保ち、相互拡散の抑制効果を増大するためには、酸化物層 14 は、Al, Mg, Si, Hf, Li, Ca, 及び Ti の酸化物で形成することが好適である。更に、トンネル絶縁層 9 の抵抗の検出の SN 比を向上するためには、酸化物層 14 の厚さ方向の抵抗は、トンネル絶縁層 9 の厚さ方向の抵抗より小さいことが好適である。更に、酸化物層 14 の厚さが薄いこと、特に、5 nm 以下であることは、応力による自由強磁性層 10 への影響を抑制する点で好適である。更に、トンネル絶縁層 9 と酸化物層 14 とを同一の材料

で形成することは、トンネル絶縁層 9 と酸化物層 1 4 とを共通の装置及び材料で形成でき、M R A M の製造に要するコストを低減できる点で好適である。

自由強磁性層 1 0 が N i を含む強磁性体層（典型的には、N i F e 層）で形成されているとき、又は、N i を含む強磁性体層と他の強磁性体層との積層構造を有する場合（典型的には、C o F e 層と N i F e 層との積層構造を有する場合）には、酸化物層 1 4 は、N i を含む該強磁性体層の上に直接に接して形成されることが好適である。N i を含む強磁性体層は、N i の組成が最適組成からずれると、その特性が劣化しやすい。例えば、飽和磁化の大きさは、N i の組成によって大きな影響を受ける。酸化物層 1 4 が N i を含む該強磁性体層の上に直接に接していることは、該強磁性体層の上方への N i の拡散経路を無くし、N i を含む強磁性体層の組成ずれを効果的に防止する。N i を含む強磁性層は、下部面に接する層（即ち、
15 トンネル絶縁層 9 又は、上述の他の強磁性体層）に比べて上部面に接する層（即ち、上部コンタクト層 1 5 及び上部配線 3）との拡散が大きいことが発明者等の実験により分かっており、N i を含む強磁性層の上部面に酸化物層 1 4 を直接に形成することは、特に、拡散防止に対して効果的である。

20 以上に説明されているように、本実施の形態では、下部配線 2 と磁気抵抗素子 4 との間に酸化物層 1 3 が設けられ、下部配線 2 と磁気抵抗素子 4 との間の相互拡散が効果的に防止されている。更に、上部配線 3 と磁気抵抗素子 4 との間に酸化物層 1 4 が設けられ、上部配線 3 と磁気抵抗素子 4 との間の相互拡散が効果的に防止されている。下部配線 2 と上部配線 3 として C u が使用される場合にも、
25 酸化物層 1 3、1 4 の使用は、相互拡散の防止に有効である。

更に、本実施の形態では、自由強磁性層 1 0 の上に酸化物層 1 4

が形成されているため、自由強磁性層 10 を構成する材料、特に、
Ni の拡散が有効に防止される。これは、自由強磁性層 10 の膜厚
t が薄い場合でも自由強磁性層 10 の磁化 M_s と膜厚 t との積 M_s
 $\times t$ を小さい値に安定化させることを可能にする。既述のように、
5 積 $M_s \times t$ を小さくすることは、自由強磁性層 10 の反転磁界の減
少及び安定化に重要である。本実施の形態の構造は、特に、自由強
磁性層 10 の膜厚 t を 3 nm 以下にする場合、及び積 $M_s \times t$ を 3
($T \cdot nm$) 以下にする場合に有効である。

本実施の形態において、酸化物層 13 及び酸化物層 14 の代わり
10 に、窒化物で形成された窒化物層が使用され得る。窒化物層、又は、
酸窒化物層は、その構造を緻密にすることが容易であり、相互拡散
を有効に防止可能である。酸化物層 13 及び酸化物層 14 と同様に、
窒化物層は、その膜厚が 5 nm 以下であることが好適である。窒化
物層が厚いことは応力によって誘起される磁気異方性に起因する磁
15 気特性の劣化の原因になり得るため望ましくない。

上記の窒化物層を、導体である窒化物で形成することは、窒化物
層の厚さ方向の抵抗を小さくし、もってトンネル絶縁層 9 の抵抗の
検出における S/N 比を向上するため好適である。窒化物層の厚さ方
向の抵抗は、小さいことが好適であり、より具体的には、トンネル
20 絶縁層 9 の厚さ方向の抵抗より小さいことが好適である。

窒化物層は、その下面（基板 1 の側の面）及び上面に接する層を
構成する材料よりも、窒化物生成自由エネルギーが低い材料の窒化
物を用いることが好適である。そうでない窒化物材料を該窒化物層
に使用することは、窒化物層の下面及び上面に接する層に窒素を拡
25 散させて窒化物層を不安定化し、窒化物層の拡散防止効果を失わせ
るため好適でない。窒化物層を構成する窒化物としては、AlN,
SiN, TiN, BN, TaN, ZrN が好適に使用され得る。

また、本実施の形態において、酸化物層13及び酸化物層14の代わりに、酸窒化物で形成された酸窒化物層が使用され得る。酸窒化物層は、その構造を緻密にすることが容易であり、相互拡散を有効に防止可能である。窒化物層と同様に、酸窒化物層は、その膜厚が5 nm以下であることが好適である。酸窒化物層が厚いことは、応力によって誘起される磁気異方性に起因する磁気特性の劣化の原因になり得るため望ましくない。

酸窒化物層は、その下面（基板1の側の面）及び上面に接する層を構成する材料よりも、酸化物生成自由エネルギー及び窒化物生成自由エネルギーが低い材料の酸窒化物を用いることが好適である。そうでない酸窒化物材料を該酸窒化物層に使用することは、酸窒化物層の下面及び上面に接する層に酸素及び／又は窒素を拡散させて酸窒化物層を不安定化し、酸窒化物層の拡散防止効果を失わせるため好適でない。酸窒化物層を構成する窒化物としては、AlN, SiN, TiN, BN, TaN, ZrNが好適に使用され得る。

上述のように、自由強磁性層10の上への酸化物層14（又は窒化物膜若しくは酸窒化物膜）の形成は、自由強磁性層10の膜厚 t の薄膜化を可能にし、もって、自由強磁性層10の磁化 M_s と膜厚 t との積 $M_s \times t$ の低減を可能にする。しかし、自由強磁性層10の磁化 M_s と膜厚 t との積 $M_s \times t$ を安定的に低減させるためには、自由強磁性層10の膜厚 t の単純な薄膜化では限界がある。なぜなら、薄膜の形成過程から理解されるように、自由強磁性層10の膜厚 t を極めて薄くしようとする、自由強磁性層10は、島状にしか形成されず、不連続になってしまう。

かかる問題は、十分に厚い自由強磁性層10の一部分を変質させ、これにより当該部分の磁化を減少させる、又は消失させることによって解消可能である。この方法は、自由強磁性層10を連続的な構

5 造に形成しながら、自由強磁性層10の実効的な膜厚及び磁化を減少させ、もって積 $M_s \times t$ を減少することを可能にする。自由強磁性層10のトンネル絶縁層9に接する部分の強磁性は影響を受けなため、MR比は低減しない。自由強磁性層10は、変質された部分が非磁性体になるように変質されることが好適である。自由強磁性層10の変質された部分が非磁性体になることにより、自由強磁性層10の実効的な膜厚 t が減少し、一層有効に積 $M_s \times t$ を減少させることが可能になる。

10 具体的には、積 $M_s \times t$ が小さく、且つ、連続的な構造を有する自由強磁性層10の形成は、下記の方法により実現可能である：第1の方法では、図27に示されているように、自由強磁性層10が、強磁性体で形成された強磁性層31と、非磁性金属で形成された拡散層32とで構成される。強磁性層31はトンネル絶縁層9の上に形成され、拡散層32は強磁性層31の上に形成され、そして酸化物層14は拡散層32の上に形成される。強磁性層31は、典型的

15 には、NiFeで形成される。非磁性金属膜は、典型的には、Ru, Pt, Hf, Pd, Al, W, Ti, Cr, Si, Zr, Cu, Zn, V, Cr, 及びMoで形成され得る。熱処理が行われると、強磁性層31と拡散層32との間で拡散が発生し、強磁性層31の一部が変質して磁化 M_s が低下する。これにより、積 $M_s \times t$ が小さく、且つ、連続的な構造を有する自由強磁性層10が得られる。このような構造の自由強磁性層10は、拡散層32の膜厚によって、自由強磁性層10の磁化の低下の程度を容易に調整することができる。一方、酸化物層14が形成されているために上部コンタクト層

20 15によって自由強磁性層10を構成する材料が奪われることがないため、自由強磁性層10の積 $M_s \times t$ を安定化することができる。拡散層32は、連続した「層」をなすことは必ずしも必要でない。

拡散層 3 2 は、膜厚が極めて薄く、拡散層 3 2 が島状の構造体になるように形成されることも可能である。

5 拡散層 3 2 は、トンネル絶縁層 9 に直接に接触しない限り、自由強磁性層 1 0 の内部、又は自由強磁性層 1 0 に接する任意の位置に設けられてもよい。例えば、図 2 8 に示されているように、自由強磁性層 1 0 が、強磁性層 3 1、3 3 と、これらの間に介設された拡散層 3 2 とで構成されることが可能である。拡散層 3 2 が、トンネル絶縁層 9 に直接に接触することは、MR 比を低減させるため好適でない。熱処理により、拡散層 3 2 と、強磁性層 3 1、3 3 との間
10 で相互拡散が発生し、積 $M_s \times t$ が小さく、且つ、連続的な構造を有する自由強磁性層 1 0 が得られる。この場合も、拡散層 3 2 は、連続した「層」をなすことは必ずしも必要でないことに留意されたい。

第 2 の方法では、図 2 9 に示されているように、トンネル絶縁層 9 の上に強磁性層 3 1 が形成された後、その上面の一部が、窒化又は酸化され、変質層 3 4 が形成される。強磁性層 3 1 の残部と変質層 3 4 とにより自由強磁性層 1 0 が構成される。強磁性層 3 1 の一部
15 の窒化及び酸化は、強磁性層 3 1 の上面を、それぞれ窒素プラズマ及び酸素プラズマに曝すことによって達成され得る。強磁性層 3 1 の一部が窒化及び酸化されることにより、窒化又は酸化された部分の磁化が失われ、又は低減され、積 $M_s \times t$ が小さく、且つ、連続的な構造を有する自由強磁性層 1 0 の形成が可能である。強磁性層 3 1 の一部が窒化又は酸化される代わりに、ホウ化、塩化、又は炭化されることも可能である。
20

25 変質層 3 4 が酸化物で形成される場合には、下記の方法により、変質層 3 4 の形成と、酸化物層 1 4 の形成とを同時的に行うことも可能である。トンネル絶縁層 9 の上に強磁性層 3 1 が形成された後、

その上に酸化物層 1 4 を形成するための金属膜が形成される。その金属膜の上面が酸素プラズマに曝される。金属膜が完全に酸化されて酸化物層 1 4 が形成された後も酸素プラズマへの曝露は継続され、これにより、強磁性層 3 1 の一部分が酸化される。酸素プラズマに曝露される時間を制御することにより、強磁性層 3 1 の酸化される部分の膜厚を制御することが可能である。これは、自由強磁性層 1 0 の実効的な膜厚を制御することと等価である。

変質層 3 4 が窒化物で形成される場合には、下記の方法により、強磁性層 3 1 の一部分の窒化による変質層 3 4 の形成と、酸化物層 1 4 の形成とを同時的に行うことも可能である。トンネル絶縁層 9 の上に強磁性層 3 1 が形成された後、その上に酸化物層 1 4 を形成するための金属膜が形成される。その金属膜の上面が窒素プラズマに曝される。金属膜が完全に窒化された後も窒素プラズマへの曝露は継続され、これにより、強磁性層 3 1 の一部分が窒化される。その後、窒化された金属膜が酸化され、酸化物層 1 4 が形成される。酸素に対する結合力の差から、自由強磁性層 1 0 の窒化された部分は、酸化されない。

積 $M_s \times t$ が小さく、且つ、連続的な構造を有する自由強磁性層 1 0 は、図 3 0 に示されている構造でも得られる：トンネル絶縁層 9 の上に強磁性体で強磁性層 3 1 が形成される。その強磁性層 3 1 の上に、強磁性層 3 1 と同じ強磁性体で形成され、且つ、非磁性金属がドーピングされたドーピング強磁性層 3 5 が形成される。形成された強磁性層 3 1 とドーピング強磁性層 3 5 とが自由強磁性層 1 0 として機能する。ドーピング強磁性層 3 5 では、非磁性金属は、強磁性体の結晶り偏析

非磁性金属がドーピング強磁性層 3 5 にドーピングされることにより、ドーピング強磁性層 3 5 の磁化が低減され、積 $M_s \times t$ が小さく、且つ、連

統的な構造を有する自由強磁性層 10 の形成が可能である。

以下に詳細に述べられるように、酸化物層 14（又は窒化膜、若しくは酸窒化膜）の挿入によって上部配線 3 と自由強磁性層 10 との間の相互拡散を防止して自由強磁性層 10 の組成を所望値に制御する技術は、自由強磁性層 10 の応力誘起磁気異方性（stress-induced magnetic anisotropy）の制御に有用である。自由強磁性層 10 の応力誘起磁気異方性による異方性磁界 H_s の大きさは、下記式（3）：

$$H_s = 3 (\lambda \cdot \sigma) / M_s, \quad \dots (3)$$

で表される。ここで、 λ は、自由強磁性層 10 の磁歪定数であり、 σ は、自由強磁性層 10 に印加される応力である。磁歪定数 λ は、自由強磁性層 10 の組成に依存する。一方で、酸化物層 14 は、異なる磁気抵抗素子 4 の自由強磁性層 10 の組成のばらつき、及び、一の自由強磁性層 10 の内部での組成のばらつきを有効に減少させる。これは、酸化物層 14 の挿入が、自由強磁性層 10 の磁歪定数の制御を可能にし、もって応力誘起磁気異方性の制御を可能することを意味する。

図 3 1、3 2 は、応力誘起磁気異方性の制御を実現する M R A M 構造を示している。図 3 1 に示されているように、基板 1 の上には、下部電極 2 が、例えば、Al、Cu、AlCu のような金属で形成される。図 3 2 に示されているように、下部電極 2 は、y 軸方向に延設され、上部配線 3 は、x 軸方向に延設されている。自由強磁性層 10 は、x 軸方向に短軸を、y 軸方向に長軸を有している。かかる形状は、自由強磁性層 10 に、y 軸方向の形状磁気異方性を与える。図 3 1 に示されているように、下部電極 2 の上方に、下部コンタクト層 12、酸化物層 13、シード層 5、バッファ層 6、及び反強磁性層 7 が順次に形成されている。下部コンタクト層 12 は、ピ

ア 1 1 によって下部電極 2 に接続されている。反強磁性層 7 の上には、固定強磁性層 8、トンネル絶縁層 9、自由強磁性層 10 が順次に形成されている。自由強磁性層 10 の上には、酸化物層 14 と上部コンタクト層 15 とが順次に形成され、上部コンタクト層 15 は、
5 ビア 22 を介して上部配線 3 に接続されている。自由強磁性層 10 の組成は、自由強磁性層 10 の磁歪定数 λ が正になるように選ばれている。自由強磁性層 10 が $\text{Ni}_x\text{Fe}_{1-x}$ で形成される場合、 x を 0.82 未満に制御することによって磁歪定数 λ を正にすることが可能である。

- 10 図 33 に示されているように、上述の構造は、応力誘起磁気異方性の磁化容易軸 (axis of easy magnetization) の方向 (異方性定数: K_2) と形状磁気異方性の磁化容易軸方向 (異方性定数: K_3) の方向とを一致させ、これにより、自由強磁性層 10 の特性の安定化を可能にする。y 軸方向に延伸する下部配線 2 は、x 軸方向 (即ち、自由強磁性層 10 の長軸の方向) に引っ張り応力を、y 軸方向
15 (即ち、自由強磁性層 10 の短軸の方向) に圧縮応力を誘起させる。発明者らの検討によれば、上部配線 3 が発生する応力が自由強磁性層 10 に与える影響は小さいことに留意されるべきである。自由強磁性層 10 の磁歪定数 λ が正であるため、下部配線 2 が生成する x
20 軸方向の圧縮応力、及び y 軸方向の引っ張り応力は、応力誘起磁気異方性を y 軸方向に発生させ、応力誘起磁気異方性と形状磁気異方性の方向とを一致させる。応力誘起磁気異方性と形状磁気異方性の磁化容易軸の方向が一致していることは、自由強磁性層 10 に大きな一軸性 (uniaxiality) を与え、自由強磁性層 10 をシングルド
25 メイン構造にすることを可能にする。これは、自由強磁性層 10 の特性を有効に安定化する。具体的には、応力誘起磁気異方性と形状磁気異方性の磁化容易軸方向の一致は、自由強磁性層 10 の磁界一

磁化曲線の角型比を向上し、更に、保磁力のばらつきを抑制する。
応力誘起磁気異方性と形状磁気異方性の方向とを一致させないよう
なMRAMの構造は、書き込み配線に対する一軸異方性の磁化容易
軸方向を変動させるため、自由強磁性層10の特性を不所望に不安
5 定化する。

自由強磁性層10の特性を一層に安定化するためには、自由強磁
性層10は、その結晶磁気異方性の磁化容易軸の方向が、応力誘起
磁気異方性と形状磁気異方性の磁化容易軸の方向と一致するように
形成されることが好適である。結晶磁気異方性K1の磁化容易軸の
10 方向が、応力誘起磁気異方性K2及び形状磁気異方性K3の磁化容
易軸の方向と一致することは、自由強磁性層10の磁気異方性の一
軸性を強くし、これにより、自由強磁性層10の特性を安定化する。

図34は、応力誘起磁気異方性の制御を実現する他のMRAM構
造を示している。下部配線2はy軸方向に延設され、上部配線3は
15 x軸方向に延設される。磁気抵抗素子4は、自由強磁性層10の長
軸がx軸方向に、短軸がy軸方向に向くように形成されている。図
34に示されている構造では、自由強磁性層10の長軸と短軸の方
向が、図32に示されている自由強磁性層10の長軸と短軸の方向
と90°異なることに留意されたい。かかる形状は、自由強磁性層
20 10に、x軸方向の形状磁気異方性を与える。自由強磁性層10の
組成は、自由強磁性層10の磁歪定数 λ が負になるように選ばれて
いる。自由強磁性層10が $\text{Ni}_x\text{Fe}_{1-x}$ で形成される場合、 x を
0.82よりも大きい値に制御することによって磁歪定数 λ を負に
することが可能である。

25 図34の構造は、図31、32に示されている構造と同様に、応
力誘起磁気異方性(K2)の磁化容易軸の方向と形状磁気異方性(K
3)の磁化容易軸の方向とを一致させ、これにより、自由強磁性層

10の特性の安定化を可能にする。既述のように、y軸方向に延伸する下部配線2は、x軸方向（即ち、自由強磁性層10の短軸の方向）に引っ張り応力を、y軸方向（即ち、自由強磁性層10の長軸の方向）に圧縮応力を誘起させる。自由強磁性層10の磁歪定数 λ が負であるため、下部配線2が生成するx軸方向の圧縮応力、及びy軸方向の引っ張り応力は、応力誘起磁気異方性をx軸方向に発生させ、自由強磁性層10の応力誘起磁気異方性と形状磁気異方性との磁化容易軸の方向を一致させる。

応力誘起磁気異方性と形状磁気異方性の磁化容易軸の方向が一致するようにMRAMが形成される場合、図35に示されているように、自由強磁性層10は、応力誘起磁気異方性が形状磁気異方性よりも大きくなるように形成されることが好適である。かかる特性の実現は、自由強磁性層10のアスペクト比（即ち、短軸に対する長軸の比）を1に近づけ、もって、磁気抵抗素子4の面積を小さくすることを可能にする。自由強磁性層10のアスペクト比を1に近づけることは、一般には、自由強磁性層10の磁気異方性の一軸性を弱め、自由強磁性層10に環流磁区を形成する原因となり得る。環流磁区の形成は、自由強磁性層10の磁界-磁化曲線の角型比を劣化させ、保磁力のばらつきを増大させる。しかし、応力誘起磁気異方性が形状磁気異方性よりも大きくなるように自由強磁性層10を形成することにより、自由強磁性層10の一軸性が増大され、アスペクト比が小さいことによる一軸性の減少が補償される。ゆえに、形状磁気異方性よりも大きな応力誘起磁気異方性は、自由強磁性層10のアスペクト比を1に近づけることを可能にする。典型的には、応力誘起磁気異方性を形状磁気異方性よりも大きくする技術は、アスペクト比が1.0以上2.0以下の自由強磁性層10、特に、アスペクト比が1.25以上2.0以下の自由強磁性層10に適用さ

れることが好適である。形状磁気異方性よりも大きい応力誘起磁気異方性は、自由強磁性層10の組成の適切な選択を通じて、磁歪定数 λ を所望値に制御することにより実現可能である。酸化物層14（又は窒化物、酸窒化物）の挿入は、自由強磁性層10の組成を適切に制御することを可能にする点で重要である。

応力誘起磁気異方性を形状磁気異方性よりも大きくする技術は、MRAMの製造工程で不可避免的に生じる形状のばらつきに強い磁気抵抗素子4の作成を可能にする点でも好適である。形状磁気異方性を基礎とする従来の磁気抵抗素子は、素子の加工（露光やエッチング）で生じる形状ばらつきの影響を受けやすく、保磁力のばらつきが大きい。応力誘起磁気異方性を形状磁気異方性よりも大きくする技術は、不可避免的な形状ばらつきの影響を減少させ、保磁力のばらつきを有効に抑制する。

相互拡散の防止の観点からは、図2に示されているように、酸化物層13の代わりに、十分に厚い下部コンタクト層12'が、磁気抵抗素子4とビア11との間に介設されることが可能である。この場合、シード層5は必要とされない。同様に、図3に示されているように、酸化物層14の代わりに、十分に厚い上部コンタクト層15'が、自由強磁性層10と上部配線3との間に介設されることが可能である。下部コンタクト層12'及び上部コンタクト層15'は、典型的には、TiN, Ta, Ru, W, Zr, 及びMoで形成される。下部コンタクト層12'及び上部コンタクト層15'の厚さが十分に厚いことにより、下部配線2及び上部配線3を構成するAl, Cuが磁気抵抗素子4に拡散し、磁気抵抗素子4の反強磁性層7に含まれるMn, バッファ層6及び自由強磁性層10に含まれるNiが下部配線2及び上部配線3に拡散することを防止可能である。

しかし、図1に示されているように、酸化物層13と酸化物層14との両方が使用されることが好適である。相互拡散防止効果が大きい酸化物で形成された酸化物層13及び酸化物層14は、極めて薄い膜厚にすることが可能である。酸化物層13及び酸化物層14が薄いことは、下部配線2と上部配線3とを自由強磁性層10に接近して配置することを可能にする。下部配線2と上部配線3とが自由強磁性層10に接近して配置されていることは、自由強磁性層10の自発磁化を反転するために必要な電流の大きさ（即ち、書き込み動作に必要な電流の大きさ）を抑制するため好適である。

- 10 更に、図2の厚い下部コンタクト層12'を有する構造は、下部配線2、及びビア11と磁気抵抗素子4との間の相互拡散を防止する一方で、下部コンタクト層12'と磁気抵抗素子4との間の相互拡散は防止できない。同様に、図3の厚い上部コンタクト層15'を有する構造は、上部配線2及び磁気抵抗素子4との間の相互拡散を防止する一方で、上部コンタクト層15'と磁気抵抗素子4との間の相互拡散は防止できない。このため、酸化物層13の使用は、厚い下部コンタクト層12'の使用よりも好適であり、酸化物層14の使用は、厚い上部コンタクト層15'の使用よりも好適である。

- 20 下部配線2を、より自由強磁性層10に接近して配置するためには、図4に示されているように、酸化物層13とシード層5とバッファ層6と反強磁性層7とが、下部配線2の上面を実質的に完全に被覆するように形成されていることが好適である。このような構造は、シード層5とバッファ層6と反強磁性層7とを、自由強磁性層10の自発磁化を反転させる書き込み電流を流す配線の一部にすることを可能にし、該書き込み電流が流される配線を、自由強磁性層10に一層に接近させることが可能である。

従来の技術に記述されているように、反強磁性層7に含まれるM

nがトンネル絶縁層9に拡散することは、磁気トンネル接合のMR比を劣化する点で好ましくない。反強磁性層7に含まれるMnのトンネル絶縁層9への拡散を防止するためには、固定強磁性層8は、複合磁性層8aと金属強磁性層8bとで形成されていることが好適である。複合磁性層8aは、反強磁性層7の上に形成され、後述されるように、反強磁性層7のMnがトンネル絶縁層9に拡散することを防止する。金属強磁性層8bは、スピン分極率が高く、熱的に安定で拡散しづらいCoを主成分とする金属強磁性合金を用いることが望ましい。Coを主成分とする金属強磁性合金で形成されることにより、金属強磁性層8bは、磁氣的にハードになる。「Coを主成分とする」とは、金属強磁性合金を構成する構成の中で、最も原子パーセントが高いものがCoであることを意味している。

複合磁性層8aは、酸化されていない金属強磁性体を主成分とし、該金属強磁性体よりも酸素と結合しやすく、且つ、非磁性の元素の酸化物を副成分として混合された複合体薄膜で形成されている。このような複合磁性層8aは、金属的な導電性と強磁性とを保持しつつ、Mnの拡散を防止することができる構造を有している。複合磁性層8aを構成する金属強磁性体としては、典型的にはCoFeが例示され、酸化物としては、 TaO_x 、 HfO_x 、 NbO_x 、 ZrO_x 、 CeO_x 、 AlO_x 、 MgO_x 、 SiO_x 及び TiO_x が例示される。これらの非磁性元素は、強磁性元素Fe、Co、Niに比べて酸化物生成自由エネルギーが低く、酸化されやすい。複合磁性層8aに使用される強磁性材料としては、Co、及びCoを主成分とする金属強磁性合金が使用されることが望ましい。Co、及びCoを主成分とする金属強磁性合金は、スピン分極率が高く、酸化されにくく、且つ、熱的に安定で拡散しづらい。

複合磁性層8aが酸化されていない金属強磁性体を主成分とする

ことは、複合磁性層 8 a が導電性と強磁性とを発現する上で重要である。複合磁性層 8 a が金属的な導電性を有することは、読み出し動作の S/N 比を向上させる。複合磁性層 8 a が強磁性を有することは、反強磁性層 7 の交換相互作用を金属強磁性層 8 b に到達させ、

5 複合磁性層 8 a と金属強磁性層 8 b との両方を固定強磁性層として機能させる役割を果たす。複合磁性層 8 a を構成する金属強磁性体の酸化を防止するために、複合磁性層 8 a を構成する酸化物としては、該金属強磁性体よりも酸化されやすい非磁性元素の酸化物が使用される。

10 複合磁性層 8 a は、金属強磁性体を構成する元素の原子半径と、酸化物を構成する非磁性元素の原子半径とに応じて、図 6 (a)、(b) のいずれかの構造をとる。金属強磁性体を構成する元素の原子半径よりも酸化物を構成する非磁性元素の原子半径の方が大きい場合、図 6 (a) に示されているように、複合磁性層 8 a は、金属
15 強磁性体の柱状単結晶 3 1 と、金属強磁性体と非磁性元素の酸化物との混合物のアモルファス相 3 2 とで構成される。複合磁性層 8 a がこのような構造をとるのは、原子半径が大きい非磁性元素により、金属強磁性体の結晶化が阻害されることによると考えられる。複合磁性層 8 a を構成する金属強磁性体として CoFe が使用されるときには、複合磁性層 8 a に含まれる酸化物として TaO_x, HfO_x,
20 NbO_x, ZrO_x, 及び CeO_x が使用される場合に図 6 (a) に示されているような構造をとる。

金属強磁性体を構成する元素の原子半径よりも酸化物を構成する非磁性元素の原子半径の方が小さい場合、図 6 (b) に示されているように、複合磁性層 8 a は、金属強磁性体の粒状単結晶 3 3 と、
25 粒状単結晶 3 3 の粒界に酸化物が析出して形成された非晶質酸化物 3 4 とで構成される。このような構造を有する材料は、グラニューラ

一合金と呼ばれることがある。但し、粒状単結晶 3 3 は、完全に孤立しておらず、粒状単結晶 3 3 の一部は、直接隣接する粒状単結晶 3 3 に接触しているか、非磁性酸化物 3 4 に存在するピンホールなどを介して隣接する粒状単結晶 3 3 に接触している。このような構造では、粒状単結晶 3 3 同士は磁氣的に結合しているため、複合磁性層 8 a はソフト強磁性を示し、且つ、金属的な導電性を示す。複合磁性層 8 a を構成する金属強磁性体として C o F e が使用されるときには、複合磁性層 8 a は、酸化物として A l O_x, M g O_x, S i O_x, 及び T i O_x が使用される場合に図 6 (b) に示されているような構造をとる。

図 6 (a), (b) のいずれの構造をとる場合にも、複合磁性層 8 a は、その内部に含まれる非磁性酸化物の緻密性によって拡散を防止する構造を有している。更に、酸化物を含んで構成される複合磁性層 8 a は、酸素に対して結合しやすい M n をトラップする作用を有している。即ち、酸化物を含んで構成されている複合磁性層 8 a に M n が拡散すると、拡散した M n は、酸素と結合して安定化されて複合磁性層 8 a に固定される。更に、複合磁性層 8 a は、通常の金属強磁性層が有するような結晶粒界をほとんど持たず、高速拡散経路が低減されているため、拡散防止性が高い。これらの作用により、複合磁性層 8 a は、固定強磁性層内での磁氣的及び電氣的な結合を分断することなく、M n のトンネル絶縁層 9 への拡散を有効に防止できる性質を有する。このような特性は、従来の酸化物拡散防止層によっては得られない。

複合磁性層 8 a は、酸素ガスを含むスパッタガスを用いた反応性スパッタによって形成可能である。スパッタガスとしては、典型的には、酸素ガスとアルゴンガスとの混合ガスが使用される。スパッタターゲットとしては、典型的には、金属強磁性体と、該金属強磁

性体よりも酸化しやすい非磁性元素との合金で形成されたターゲットが使用される。この合金ターゲットを、酸素ガスを含むスパッタガスを用いてスパッタすると、酸素は、金属強磁性体に優先して非磁性金属に結合する。スパッタガスに含まれる酸素の量を適切に調整することにより、非磁性金属のみ酸化し、金属強磁性体を酸化せずに複合磁性層 8 a を形成可能である。

図 7 は、強磁性体である CoFe と非磁性元素である Ta とで形成された $(\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10})_{85}\text{Ta}_{15}$ 合金ターゲットを、酸素ガスを含むスパッタガスによってスパッタすることにより形成された薄膜の抵抗率を示すグラフであり、図 8 は、該薄膜の飽和磁化を示すグラフである。これらのグラフの横軸には、比 $[\text{O}_2] / [\text{Ar}]$ がプロットされている。ここで、 $[\text{O}_2]$ は、スパッタが行われるチャンバーに導入される酸素ガスの流量 (sccm) であり、 $[\text{Ar}]$ は、アルゴンガスの流量 (sccm) である。形成された薄膜は、図 6 (a) に示されている構造、即ち、組成式： $(\text{CoFe})_z\text{Ta}_{1-z}\text{O}_x$ で示される組成を有する酸化物アモルファス層が大部分を占め、一部に CoFe 柱状結晶粒が形成された構造を有している。図 7 及び図 8 に示されているように、 $[\text{O}_2] / [\text{Ar}]$ が小さいときには、該薄膜は金属的な導電性を示し、且つ、飽和磁化が大きい。 $[\text{O}_2] / [\text{Ar}]$ が 0.2 を超えると、該薄膜の抵抗率は急激に増大し、飽和磁化は急激に減少する。

これらのグラフは、該薄膜に含まれる CoFe を金属的な状態で存在させるためには、 $[\text{O}_2] / [\text{Ar}]$ が 0.2 よりも小さい必要があることを示している。この推論は、XPS (x-ray Photoelectron Spectroscopy) を用いた分析によって裏付けられている。図 9 は、 $[\text{O}_2] / [\text{Ar}]$ を 0.13 及び 0.54 とし

て得られる Co_2p スペクトルを示している。図 9 の Co_2p スペクトルは、 $[\text{O}_2] / [\text{Ar}]$ が 0.13 である場合には、該薄膜に含まれる Co はその 7 割以上が金属状態であり、 $[\text{O}_2] / [\text{Ar}]$ が 0.54 である場合には、該薄膜に含まれる Co は、酸化されていることを示している。

金属強磁性体として CoFe が使用され、且つ、非磁性金属の酸化物として TaO_x 、 HfO_x 、 NbO_x 、 ZrO_x 、 AlO_x 、 MgO_x 、及び SiO_x のいずれかが使用される場合、 $[\text{O}_2] / [\text{Ar}]$ が 0.2 よりも小さければ、 CoFe を金属的な状態にして複合磁性膜 8a を形成可能である。

上述の、酸化されていない金属強磁性体を主成分とし、該金属強磁性体よりも酸素と結合しやすく、且つ、非磁性の元素の酸化物を副成分として形成された複合体薄膜は、金属強磁性層の結晶構造がなくなり、強磁性結晶粒が小さくなり、強磁性結晶粒が小さくなり、或いは結晶磁気異方性が減少するため、比較的磁氣的にソフトである。この性質は、自由強磁性層 10 から Ni を排除することに利用可能である。Ni がトンネル絶縁層 9 の内部に拡散すると、磁気抵抗素子 4 の MR 比が低下する。更に、Ni が上部配線 3 に拡散すると、上部配線 3 の抵抗が増大する。Ni の拡散の観点から、Ni は、自由強磁性層 10 から排除されることが望ましい。

図 10 は、かかる複合体薄膜を使用して自由強磁性層 10 から Ni を排除する構造を示している。自由強磁性層 10 は、スピン分極率が高く、且つ、熱的に安定で拡散しにくい材料で形成された金属強磁性層 10a と、上述の複合体薄膜で形成された複合磁性層 10b とで形成されている。金属強磁性層 10a は、トンネル絶縁層 9 の上に形成され、複合磁性層 10b は、金属強磁性層 10a の上に形成されている。金属強磁性層 10a は、Co を主成分とする強磁

性合金が望ましく、典型的には、 CoFe で形成される。複合磁性層10bは、 Ni を含まない強磁性体（典型的には CoFe ）と、非磁性の金属の酸化物とが混合された複合体薄膜で形成される。このような構造を有する自由強磁性層10は、高いスピン分極率と熱安定性とを有する材料で形成された金属強磁性層10aをトンネル絶縁層9に直接に接することにより、高いMR比を実現する。更に、磁氣的にソフトな複合磁性層10bは、金属強磁性層10aに交換相互作用を及ぼして金属強磁性層10aをソフト化し、自由強磁性層10の全体をソフト化する。

- 10 図10に示された構造を有する自由強磁性層10よりも、よりソフトな自由強磁性層を得るためには、図11に示されているように、 Ni を含む強磁性体、典型的には、 NiFe で形成されたソフト強磁性層10cを複合磁性層10bの上に形成することが可能である。上述の複合体薄膜で形成された複合磁性層10bは、 Ni に対しても拡散を防止する効果を示す。したがって、ソフト強磁性層10cに含まれる Ni のトンネル絶縁層9への拡散は、複合磁性層10bによって防止される。更に、ソフト強磁性層10cから上部配線3への Ni の拡散は、上述の酸化物層14によって防止される。図11に示されている構造は、MR比を高くしながら、 Ni のトンネル絶縁層9及び上部電極層3への拡散を防止できる点で好適である。

- 20 図10又は図11に示された磁気抵抗素子4は、自由強磁性層10に複合磁性層10bが付加されるために、自由強磁性層10全体の飽和磁化が大きくなり、反磁場が増大する問題を有している。反磁場を減少させる方法として、図12に示されているように、自由強磁性層10を、金属強磁性層10d、複合磁性層10e、非磁性層10f、複合磁性層10g、及びソフト強磁性層10hで形成することが好適である。金属強磁性層10dは、 CoFe のように、

高いスピン分極率を有する強磁性体で形成される。複合磁性層 10 e, 10 g は, 上述の複合体薄膜で形成され, ソフトな強磁性を示す。ソフト強磁性層 10 h は, Ni を含む強磁性体, 典型的には, NiFe で形成される。非磁性層 10 f は, 複合磁性層 10 e と複
5 合磁性層 10 g を, 反強磁性的に強く結合させる性質を有する材料, 典型的には Cu, Cr, Rh, Ru, RuO_x で形成される。

非磁性層 10 f の作用により, 金属強磁性層 10 d 及び複合磁性層 10 e が有する自発磁化と, 複合磁性層 10 g 及びソフト強磁性層 10 h が有する自発磁化とは, 反強磁性的に結合され, 反平行に
10 なる。米国特許公報第 5, 408, 377 号に開示されているように, 自由強磁性層 4 を, 2 つの強磁性層と, 該強磁性層の間に挟まれ, 該強磁性層を反強磁性的に結合する非磁性層とで構成することにより, 自由強磁性層の実効的な飽和磁場, ひいては, 反磁場を減少させることができる。反磁場が低減されることで, 自由強磁性層
15 4 の反転磁場 (保磁力) が低減される。したがって, 図 12 に示された構造は, MR 比を高くし, Ni のトンネル絶縁層 9 及び上部電極層 3 への拡散を防止し, 更に, 自由強磁性層 10 をソフトにすることが可能である。

図 12 の構造において, 十分にソフトな自由強磁性層 10 が得られる場合には, ソフト強磁性層 10 h は設けられないことも可能である。ソフト強磁性層 10 h を排除することにより, Ni を自由強磁性層 10 から排除し, Ni の拡散による悪影響を根本的に回避
20 することができる。

更に, 図 12 の構造において, 自由強磁性層 10 の内部における反強磁性的な結合を強固にするためには, 図 13 に示されているように, 非磁性層 10 f の両側の界面に, 金属強磁性層 10 i を設けることが好適である。金属強磁性層 10 i として, Co を主成分と
25

し、且つ、Niを含まない強磁性合金を用いることにより、強固な反強磁性的結合が得られる。金属強磁性層10iを設けることが好適である。金属強磁性層10iは、Co、又はCo₉₀Fe₁₀で形成されることが好適である。

5 磁気抵抗素子の特性を良好にするためには、図14に示されているように、自由強磁性層10に適切なバイアス磁場を印加する磁気バイアス層20が設けられることがある。適切なバイアス磁場の印加は、自由強磁性層10のヒステリシス曲線の磁場印加方向に対する非対称性を解消する。

10 磁気バイアス層20は、保護層16と、強磁性体で形成される強磁性層17と、反強磁性体で形成される反強磁性層18と、保護層19とで構成される。保護層16、19は、典型的には、Ta、Zrで形成される。強磁性層17は、典型的には、CoFeで形成される。反強磁性層18は、Mnを含む反強磁性体、典型的には、PtMn、IrMnで形成される。強磁性層17と反強磁性層18との位置は交換可能である。

15

反強磁性層18は、反強磁性体7と同様に、Mnの拡散の問題を引き起こす。Mnの拡散の問題を防止するために、磁気抵抗素子に磁気バイアス層20が設けられる場合には、磁気バイアス層20は、
20 酸化物層14の上に形成され、磁気バイアス層20と上部コンタクト層15との間には、酸化物層21が設けられる。酸化物層14は、Mnのトンネル絶縁層9への拡散を防止し、酸化物層21は、Mnの上部配線3への拡散を防止する。

酸化物層21に求められる物性は、酸化物層13と同様であり、
25 酸化物層13に好適な材料及び構造は、酸化物層21にも好適である。第1に、酸化物層21の構造を緻密化し、高温まで熱的安定性を保ち、且つ、相互拡散の抑制効果を増大するためには、酸化物層

21は、Al, Mg, Si, Hf, Li, Ca, 及びTiの酸化物で形成することが好適である。更に、トンネル絶縁層9の抵抗の検出のSN比を向上するためには、酸化物層21の厚さ方向の抵抗は、トンネル絶縁層9の厚さ方向の抵抗より小さいことが好適である。

- 5 更に、酸化物層21の厚さが1nm以下であることは、酸化物層14の抵抗を極度に小さくし、トンネル絶縁層9の抵抗の検出のSN比を向上する点から好適である。更に、トンネル絶縁層9と酸化物層21とを同一の材料で形成することは、トンネル絶縁層9と酸化物層21とを共通の装置及び材料で形成でき、MRAMの製造に要するコストを低減できる点で好適である。

- 10 酸化物層21は、その下面（基板1の側の面）及び上面に接する層（即ち、下部コンタクト層12及びシード層5）を構成する材料よりも、酸素と結合する力が大きい材料の酸化物を用いることが好適である。そうでない材料の酸化物を酸化物層21に使用することは、酸化物層21の下面及び上面に接する層に酸素が拡散し、酸化物層21の拡散防止効果を失わせるため好適でない。上部コンタクト層15にTa, 保護層19にTa, 又はCrを使用する場合には、それらより酸化物生成自由エネルギーが低いAl, Mg, Si, Hf, Li, Ca, 及びTiの酸化物を酸化物層21として使用することが好適である。

- 15 図2の下部コンタクト層12'の構造、図3の上部コンタクト層15'の構造、図5の固定強磁性層8の構造、図10から図13の自由強磁性層10の構造、及び図14の磁気バイアス層20の構造は、組み合わされて使用され得る。たとえば、図15に示されている構造が採用され得る。図15のMRAMでは、固定強磁性層8が複合磁性層8aと強磁性層8bとで形成される。更に、自由強磁性層10が、金属強磁性層10aと複合強磁性層10bとソフト強磁

性層 10 c とで形成される。更に、酸化物層 14 の上に磁気バイアス層 20 が設けられ、磁気バイアス層 20 と上部コンタクト層 15 との間には、酸化物層 21 が設けられている。

図 16 は、磁気抵抗素子の、より現実的な構造を示している。上部コンタクト層 15 と上部配線 3 とは、ビア 22 で接続されている。ビア 22 は、典型的には、Al, Cu, W, 及び TiN で形成される。更に、図 16 の磁気抵抗素子では、トンネル絶縁層 9 が、基板 1 の主面に垂直な方向においてビア 11 とオーバーラップしないような位置に設けられる。このようなトンネル絶縁層 9 の配置は、トンネル絶縁層 9 の欠陥を減少できる点で好ましい。金属で形成されるビア 11 は、その表面に凹凸が発生することは回避しがたい。図 1 に示されているように、凹凸を有するビア 11 の上方にトンネル絶縁層 9 が位置すると、トンネル絶縁層 9 にも凹凸が発生し、トンネル絶縁層 9 に欠陥が発生しやすい。図 16 に示されているように、トンネル絶縁層 9 が、ビア 11 とオーバーラップしない配置は、トンネル絶縁層 9 の欠陥を減少できる。

トンネル絶縁層 9 が、基板 1 の主面に垂直な方向においてビア 11 とオーバーラップしない配置が採用される場合にも、図 2 の下部コンタクト層 12' の構造、図 3 の上部コンタクト層 15' の構造、図 5 の固定強磁性層 8 の構造、図 10 から図 13 の自由強磁性層 10 の構造、及び図 14 の磁気バイアス層 20 の構造は、組み合わされて使用され得る。たとえば、図 17 に示されている構造が採用され得る。図 17 の MRAM では、磁気抵抗素子 4 と下部配線 2 とは、厚い下部コンタクト層 12' によって電氣的に接続されている。更に、固定強磁性層 8 が複合磁性層 8a と強磁性層 8b とで形成される。酸化物層 14 の上に磁気バイアス層 20 が設けられ、磁気バイアス層 20 と上部コンタクト層 15 との間には、酸化物層 21 が設

けられている。

トンネル絶縁層 9 が、基板 1 の主面に垂直な方向においてビア 1
1 とオーバーラップしない配置は、図 1 8 に示されているように、
ビア 1 1 に電氣的に接続される下部配線 2 を M R A M の読み出し専
5 用に使用し、下部配線 2 に電氣的に絶縁され、下部配線 2 と平行に
設けられた書き込み配線 2 ' を設ける場合に好適である。このよう
な配置が採用される場合、自由強磁性層 1 0 に記憶されたデータの
判別（すなわち、トンネル絶縁層 9 の抵抗の検知）は、上部配線 3
と下部配線 2 との間に電圧を印加した時に流れる電流を検知すること
10 によって行われる。一方、自由強磁性層 1 0 へのデータの書き込
みは、上部配線 3 と書き込み配線 2 ' に書き込み電流を流すことによ
って行われる。

更に、上部配線 3 として C u 層が使用される場合には、図 1 8 に
示されているように、自由強磁性層 1 0 と上部配線層 3 との間に介
15 設される酸化物層 1 4 は、上部配線 3 と磁気抵抗素子 4 を被覆する
層間絶縁膜（符号は付されていない）とを分離するように形成され
ることが好適である。この場合、上部コンタクト層 1 5 は使用され
ず、自由強磁性層 1 0 と酸化物層 1 4 との間に保護層 2 3 が設けら
れる。保護層 2 3 は、典型的には、T a 及び Z r で形成される。こ
20 のような構造は、磁気抵抗素子 4 と上部配線 3 との間の相互拡散の
防止と、上部配線 3 を構成する C u の層間絶縁膜への拡散の防止と
が、酸化物層 1 4 によって実現される点で好適である。

以上に述べられた本実施の形態の磁気抵抗素子 4 の構造は、磁気
読み出しヘッドに適用可能であることは自明的である。

25

Experimental Results

酸化物層 1 3 と酸化物層 1 4 とを設けることによる磁気抵抗素子

の特性の向上が、下記構造を有する2つの試料により確認された。

比較例1の試料：

基板／Ta (3 nm) ／AlCu (50 nm) ／Ta (3 nm)
／Ni₈₁Fe₁₉ (3 nm) ／IrMn (10 nm) ／Co₉₀Fe₁₀ (6 nm) ／AlO_x (2 nm) ／Co₉₀Fe₁₀ (2.5 nm)
5 ／Ni₈₁Fe₁₉ (7.5 nm) ／Ta (5 nm) ／AlCu (300 nm)

実施例1の試料（本発明）：

基板／Ta (3 nm) ／AlCu (50 nm) ／Ta (3 nm)
10 ／Al₂O₃ (1 nm) ／Ta (3 nm) ／Ni₈₁Fe₁₉ (3 nm)
／IrMn (10 nm) ／Co₉₀Fe₁₀ (6 nm) ／AlO_x (2 nm)
／Co₉₀Fe₁₀ (2.5 nm) ／Ni₈₁Fe₁₉ (7.5 nm)
／Al₂O₃ (1 nm) ／Ta (5 nm) ／AlCu (300 nm)
15 m)

比較例1の試料は、図1の構造から酸化物層13及び酸化物層14が排除された構造に相当する。実施例1の試料は、図1の構造に相当する構造を有し、厚さ1 nmのAl₂O₃で形成された酸化物層13及び酸化物層14を含んでいる。厚さ50 nmのAlCu層は、下部配線2に相当し、厚さ300 nmのAlCu層は、上部配線3
20 に相当する。

図19は、比較例1及び実施例1の試料のMR比の、熱処理温度に対する依存性を示している。比較例1の試料は、約300℃を超える温度の熱処理により、MR比が劣化するのに対し、実施例1の試料は、より高温の300℃までの熱処理に耐え、それ以上の高温
25 でも温度に対する減少度合いは低い。これは、厚さ1 nmのAl₂O₃で形成された酸化物層13及び酸化物層14により、Al及びCuが、AlCu層から磁気トンネル接合に拡散することが防止さ

れたためと考えられる。

更に、酸化物層13が、バッファ層6と反強磁性層7とから下部配線2にNi、及びMnが拡散するのを防ぐ効果が、下記構造を有する3つの試料を用いて確認された。

5 比較例2の試料：

基板／Ta (3 nm) ／AlCu (50 nm) ／Ta (3 nm)
／Ni₈₁Fe₁₉ (3 nm) ／IrMn (10 nm) ／Co₉₀Fe₁₀ (4 nm)

実施例2の試料（本発明）：

10 基板／Ta (3 nm) ／AlCu (50 nm) ／Ta (3 nm)
／Al₂O₃ (1 nm) ／Ta (3 nm) ／Ni₈₁Fe₁₉ (3 nm)
／IrMn (10 nm) ／Co₉₀Fe₁₀ (4 nm)

実施例3の試料（本発明）：

15 基板／Ta (3 nm) ／AlCu (50 nm) ／Ta (3 nm)
／MgO (1 nm) ／Ta (3 nm) ／Ni₈₁Fe₁₉ (3 nm)
／IrMn (10 nm) ／Co₉₀Fe₁₀ (4 nm)

比較例2の試料は、図1の構造のトンネル絶縁層9よりも基板1に近い部分のから、酸化物層13が除去された構造に相当する。実施例2の試料は、トンネル絶縁層9よりも基板1に近い部分の構造
20 に相当し、酸化物層13として厚さ1 nmのAl₂O₃が使用されている。実施例3の試料は、トンネル絶縁層9よりも基板1に近い部分の構造に相当し、酸化物層13として厚さ1 nmのMgOが使用されている。全ての試料について、厚さ50 nmのAlCu層は、下部電極2に相当する。

25 図20は、比較例2及び実施例2の試料について、AlCu層のシート抵抗の熱処理温度に対する依存性を示している。酸化物層13を有しない比較例2の試料は、熱処理温度が300℃を超えると

A l C u 層のシート抵抗が急激に増加する。一方、A l ₂ O₃ で形成された酸化物層 1 3 を有する実施例 2 の試料は、3 5 0 ℃の熱処理を行ってもシート抵抗は増加せず、約 4 0 0 ℃の熱処理を行ってもシート抵抗の増加は微少である。

- 5 図 2 1 は、熱処理を様々な温度で行ったときの比較例 2、実施例 2 及び実施例 3 の試料の A l C u 層のシート抵抗を示している。図 2 1 に示されているように、酸化物層 1 3 を有しない比較例 2 の試料は、3 5 0 ℃、4 0 0 ℃の熱処理によりシート抵抗が増加する。一方、A l ₂ O₃ で形成された酸化物層 1 3 を有する実施例 2 の試料、
10 及び M g O で形成された酸化物層 1 3 を有する実施例 3 の試料は、3 5 0 ℃の熱処理によつては影響を受けない。更に、実施例 2 及び実施例 3 の試料は、4 0 0 ℃の熱処理によるシート抵抗の増加は微少である。

- 更に、酸化物層 1 4 が、上部配線 3 と自由強磁性層 1 0 との間の
15 相互拡散を防止する効果が、下記構造を有する 2 つの試料を用いて確認された。

比較例 3 の試料：

- 基板 / T a (1 . 5 n m) / C o₉₀ F e₁₀ (1 0 n m) / A l
O_x (2 n m) / C o₉₀ F e₁₀ (2 . 5 n m) / N i₈₁ F e₁₉ (7 .
20 5 n m) / T a (5 n m) / A l C u (3 0 0 n m)

実施例 4 の試料 (本発明)

- 基板 / T a (1 . 5 n m) / C o₉₀ F e₁₀ (1 0 n m) / A l
O_x (2 n m) / C o₉₀ F e₁₀ (2 . 5 n m) / N i₈₁ F e₁₉ (7 .
5 n m) / A l₂ O₃ (1 n m) / T a (5 n m) / A l C u (3 0
25 0 n m)

比較例 3、実施例 4 の両者について、厚さ 2 . 5 n m の C o₉₀ F e₁₀ 層と、厚さ 7 . 5 n m の N i₈₁ F e₁₉ 層とは、自由強磁性層

10に相当し、厚さ300nmのAlCu層は、上部配線3に相当する。実施例4に含まれる厚さ1nmのAl₂O₃層は、酸化層14に相当する。比較例3及び実施例4の試料では、Mnの拡散の影響を排除するために、反強磁性層7は設けられていない。

- 5 図22は、比較例3及び実施例4の試料のMR比の、熱処理温度に対する依存性を示している。比較例3の試料は、約300℃を超える温度の熱処理によってMR比が劣化するのに対し、実施例4の試料は、より高温の370℃までの熱処理に耐える。また、400℃の熱処理においてもMR比は20%程度を保っている。これは、厚さ1nmのAl₂O₃で形成された酸化層14により、Al及びCuが、AlCu層から磁気トンネル接合に拡散することが防止されたためと考えられる。

- 15 図23は、比較例3の試料のNi₈₁Fe₁₉層の磁化曲線を示しており、図24は、実施例4の試料のNi₈₁Fe₁₉層の磁化曲線を示している。磁化曲線は、振動式磁化測定装置によって測定されている。図23に示されているように、比較例3の試料は、380℃の熱処理を行うと、飽和磁化が減少し、ヒステリシス曲線の急峻さを失い、保磁力が増大する。これは、AlCu層とNi₈₁Fe₁₉層との間の相互拡散に起因する。一方、図24に示されているように、実施例4の試料の磁化曲線は、380℃の熱処理によって影響を受けない。これは、Al₂O₃層が、AlCu層とNi₈₁Fe₁₉層との間の相互拡散を防止するためである。

- 25 更に、Al₂O₃層及びMgO層で形成されている酸化層14が、上部配線3と自由強磁性層10との間の相互拡散を防止する効果が、下記の4つの試料によって確認された。

比較例4の試料：

基板／Co₉₀Fe₁₀（2.5nm）／Ni₈₁Fe₁₉（7.5n

m) / Ta (6 nm) / AlCu (300 nm)

比較例 5 の試料 :

基板 / $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ (2.5 nm) / $\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}$ (7.5 nm) / Ta (50 nm) / AlCu (300 nm)

5 実施例 5 の試料 (本発明) :

基板 / $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ (2.5 nm) / $\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}$ (7.5 nm) / Al_2O_3 (1 nm) / Ta (6 nm) / AlCu (300 nm)

実施例 6 の試料 (本発明) :

10 基板 / $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ (2.5 nm) / $\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}$ (7.5 nm) / MgO (1 nm) / Ta (6 nm) / AlCu (300 nm)

比較例 4 の試料は、図 1 の構造のトンネル絶縁層 9 よりも基板 1 から離れた部分から、酸化物層 14 が除去された構造に相当する。

比較例 5 の試料は、比較例 4 の試料において上部コンタクト層 15' に相当する Ta を 50 nm と厚くしており、上部配線 3 である AlCu からの拡散を防止したような構造である。実施例 5 の試料は、図 1 の構造のトンネル絶縁層 9 よりも基板 1 から離れた部分の構造に相当し、酸化物層 14 として厚さ 1 nm の Al_2O_3 が使用されている。実施例 6 の試料は、図 1 の構造のトンネル絶縁層 9 よりも基板 1 から離れた部分の構造に相当し、酸化物層 14 として厚さ 1 nm の MgO が使用されている。比較例 4、比較例 5、実施例 5、及び実施例 6 の全てについて、 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ 層と $\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}$ 層とで構成される積層構造が、自由強磁性層に相当する。

図 25 は、比較例 4、比較例 5、実施例 5、及び実施例 6 の試料の自由強磁性層の飽和磁化の熱処理温度に対する依存性を示している。比較例 4 の試料は、図 25 に示されているように、約 380℃ の熱処理によって飽和磁化が低下し、且つ、保磁力が増加する。4

00℃の熱処理後では飽和磁化は殆どなくなり、その磁化曲線は、常磁性的な形状を示した。比較例5では、比較例4のような保磁力の増大は見られなかったものの、飽和磁化の値は熱処理温度の温度と共に着実に減少している。更に、比較例4では上部配線に相当するAlCu層と、自由強磁性層10に相当するCo₉₀Fe₁₀層及びNi₈₁Fe₁₉層との間の相互拡散が顕著であった。比較例5ではAl層とCo₉₀Fe₁₀層及びNi₈₁Fe₁₉層との間の相互拡散は防止されるが、上部コンタクト層15'に相当する50nmのTa層と、Al層とCo₉₀Fe₁₀層及びNi₈₁Fe₁₉層との間の相互拡散が生じている。これに対し、実施例5及び実施例6の試料は、全ての熱処理温度において飽和磁化が変化しておらず、より高温の400℃までの熱処理に耐える。

更に、AlO_x層で形成されている酸化物層14が、自由強磁性層10を3nm以下まで薄くすることを可能にすることが下記の試料によって確認された。

実施例7の試料（本発明）：

基板／Ta（10nm）／AlO_x／Ni₈₁Fe₁₉／AlO_x／Ta（10nm）

基板に近い方のAlO_x膜は、トンネル絶縁層9に対応し、Ni₈₁Fe₁₉膜は、自由強磁性層10に対応している。更に、基板から離れた方のAlO_x膜は、酸化物層14に対応し、基板から離れたほうのTa膜は、上部コンタクト層15に対応している。トンネル絶縁層9に対応するAlO_x膜は、1.5nmの厚さのAl膜が酸素プラズマによって酸化されることによって形成され、酸化物層14に対応するAlO_x膜は、0.65nmの厚さのAl膜が酸素プラズマによって酸化されることによって形成されている。Ni₈₁Fe₁₉膜の厚さは、3.0nm、2.6nm、2.2nm、1.4nm、

及び1.0 nmのうちから選択されている。 $\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}$ 膜は、スパッタリングによって形成されている。熱処理と磁化の測定は、図26の試料と同一の条件で行われた。即ち、熱処理の温度は、250～400℃、時間は、30 minである。磁化 M_s は、振動式
5 磁力計によって測定されている。

図36に示されているように、実施例7の試料は、 $\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}$ 膜の厚さが1.4 nmまで薄くされても、400℃までの熱処理に対して $4\pi M_s \times t$ が安定している。 $4\pi M_s \times t$ は、2.2 (T・nm) から1.2 (T・nm) まで低下させることができた。実施
10 例7の試料の $\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}$ 膜の保磁力(反転磁界)は、0.5～1.5 (Oe)の範囲で安定であった。これは、酸化物層14の挿入により、自由強磁性層10を薄膜化し、これにより、保磁力を十分に安定的に低くすることができることを意味している。

更に、自由強磁性層10を強磁性層10aと非磁性金属で形成された拡散層10bとで構成することによる積 $M_s \times t$ の低減の効果が、下記の試料によって確認された。

実施例8の試料(本発明):

基板/Ta(10 nm)/ AlO_x / $\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}$ (1.6 nm)
/非磁性金属層/ AlO_x /Ta(10 nm)

20 基板に近い方の AlO_x 膜は、トンネル絶縁層9に対応している。 $\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}$ 膜は、自由強磁性層10の強磁性層10aに対応し、非磁性金属層は、拡散層10bに対応している基板から離れた方の AlO_x 膜は、酸化物層14に対応し、基板から離れたほうのTa膜は、上部コンタクト層15に対応している。トンネル絶縁層9に
25 対応する AlO_x 膜は、1.5 nmの厚さのAl膜が酸素プラズマによって酸化されることによって形成され、酸化物層14に対応する AlO_x 膜は、0.65 nmの厚さのAl膜が酸素プラズマによ

って酸化されることによって形成されている。非磁性金属層としては、厚さ0.6nmのTa膜、厚さ0.3nmのTa膜、厚さ0.3nmのRu膜及び厚さ0.3nmのCu膜が使用された。

図37に示されているように、実施例8の試料の構造は、 $\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}$ 膜の $4\pi\text{Ms}\times t$ を、1(T·nm)以下まで低減することを可能にする。しかも、実施例8の試料の $\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}$ 膜の $4\pi\text{Ms}\times t$ は、400℃の熱処理に対して安定である。実施例8の試料の $\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}$ 膜の保磁力は、1.5(Oe)以下であり、十分に低い保磁力が得られている。

- 10 更に、非磁性金属層が自由強磁性層10の中間に挿入されても、積 $\text{Ms}\times t$ の低減が実現可能であることが、下記の試料によって確認された。

実施例9の試料（本発明）：

- 15 基板/Ta(10nm)/ AlO_x / $\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}$ (1.6nm)
/非磁性金属層/ $\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}$ (0.8nm)/ AlO_x /Ta(10nm)

- 基板に近い方の AlO_x 膜は、トンネル絶縁層9に対応し、非磁性金属層を挟む2つの $\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}$ 膜は、自由強磁性層10の強磁性層10a、10cに対応している。非磁性金属層は、拡散層10bに対応している。更に、基板から離れた方の AlO_x 膜は、酸化物層14に対応し、基板から離れた方のTa膜は、上部コンタクト層15に対応している。トンネル絶縁層9に対応する AlO_x 膜は、1.5nmの厚さのAl膜が酸素プラズマによって酸化されることによって形成され、酸化物層14に対応する AlO_x 膜は、0.6
25 5nmの厚さのAl膜が酸素プラズマによって酸化されることによって形成されている。非磁性金属層としては、0.3nmのTa膜が使用されている。

図37に示されているように、実施例9の試料の自由強磁性層10の $4\pi M_s \times t$ は、1 (T・nm)以下まで低減され、その $4\pi M_s \times t$ は、400℃の熱処理に対して安定であった。これは、非磁性金属層の材料、その厚さ、及びその位置を最適に調整することにより、自由強磁性層10の積 $M_s \times t$ を安定的に低減することが可能であることを示している。

更に、自由強磁性層10の一部を酸化することによって積 $M_s \times t$ の低減が実現可能であることが、下記の試料によって確認された。比較例6の試料：

- 10 基板／Ta (10 nm)／AlO_x／Ni₈₁Fe₁₉ (2.2 nm)／AlO_x／Ta (10 nm)

実施例10の試料 (本発明)：

基板／Ta (10 nm)／AlO_x／Ni₈₁Fe₁₉／NiFeO_x／AlO_x／Ta (10 nm)

- 15 基板に近い方のAlO_x膜は、トンネル絶縁層9に対応し、Ni₈₁Fe₁₉膜は、自由強磁性層10に対応している。更に、基板から離れた方のAlO_x膜は、酸化物層14に対応し、基板から離れたほうのTa膜は、上部コンタクト層15に対応している。トンネル絶縁層9に対応するAlO_x膜は、1.5 nmの厚さのAl膜が酸素
20 プラズマによって酸化されることによって形成されている。Ni₈₁Fe₁₉膜、NiFeO_x膜、及び酸化物層14に対応するAlO_x膜は、下記の工程によって形成されている。まず、トンネル絶縁層9に対応するAlO_x膜の上に、厚さ2.2 nmのNi₈₁Fe₁₉膜が形成された。そのNi₈₁Fe₁₉膜の上に、厚さ0.65 nmのAl
25 膜が形成された。Al膜の形成の後、Al膜の表面が酸素プラズマに曝露された。酸素プラズマの曝露により、Al膜と、Ni₈₁Fe₁₉膜の一部が酸化され、NiFeO_x膜、及び酸化物層14に対

応する AlO_x 膜が形成された。

図 37 に示されているように、実施例 10 の試料の自由強磁性層 10 の $4\pi M_s \times t$ は、比較例 6 の試料の自由強磁性層 10 の $4\pi M_s \times t$ よりも低かった。これは、自由強磁性層 10 の一部を酸化
5 することによって積 $M_s \times t$ の低減が実現可能であることを意味している。

積 $M_s \times t$ を低減することにより、サブミクロンオーダのサイズの自由強磁性層 10 の反転磁界が低減可能であることを実証する為に、ドットパターンの磁化評価が行われた。磁気抵抗素子が、縦横
10 のサイズが $0.5 \times 1.0 \mu m^2$ である長円型のドット状の試料に加工され、加工された試料が評価された。ドットへの加工はフォトリソグラフィとイオンミリングを用いて行われた。形成された試料の積層構造は、下記のとおりである。

比較例 7 の試料：

15 基板 / Ta (30 nm) / $Ni_{81}Fe_{19}$ (2 nm) / $Ir_{20}Mn_{80}$ / $Co_{90}Fe_{10}$ / AlO_x / $Ni_{81}Fe_{19}$ (3 nm) / Ta (10 nm)

実施例 11 の試料 (本発明)：

20 基板 / Ta (30 nm) / $Ni_{81}Fe_{19}$ (2 nm) / $Ir_{20}Mn_{80}$ / $Co_{90}Fe_{10}$ / AlO_x / $Ni_{81}Fe_{19}$ (1.6 nm) / AlO_x / Ta (10 nm)

基板に近い方の AlO_x 膜は、トンネル絶縁層 9 に対応し、トンネル絶縁層 9 に対応する AlO_x 膜の上に形成された $Ni_{81}Fe_{19}$ 膜は、自由強磁性層 10 に対応している。更に、基板から離れた方の
25 の AlO_x 膜は、酸化物層 14 に対応し、基板から離れたほうの Ta 膜は、上部コンタクト層 15 に対応している。トンネル絶縁層 9 に対応する AlO_x 膜は、1.5 nm の厚さの Al 膜が酸素プラズ

マによって酸化されることによって形成され、酸化物層14に対応する AlO_x 膜は、0.65nmの厚さのAl膜が酸素プラズマによって酸化されることによって形成されている。非磁性金属層としては、0.3nmのTa膜が使用されている。比較例7の試料の自由強磁性層10の膜厚は、従来技術による薄膜化の限界である3.0nmである。比較例7の試料の $4\pi M_s \times t$ は、2.2(T・nm)であり、実施例11の試料の $4\pi M_s \times t$ は、1.5(T・nm)であった。

図38は、比較例7の試料と実施例11の試料の自由強磁性層の磁化曲線である。図38においては、反転磁界を比較できるように、オフセット磁場がキャンセルされていることに注意されたい。実施例11の試料の自由強磁性層の反転磁界は、10(Oe)であり、比較例7の試料の反転磁界18(Oe)よりも低かった。このように、 $4\pi M_s \times t$ が低減されている実施例11の試料は、その反転磁界も低減されていた。

更に、酸化物層14の挿入が、自由強磁性層の磁気抵抗曲線の角型性を保ち反転磁界のバラツキを抑制することが、下記の積層構造を有する磁気抵抗素子の試料によって検証された。

比較例8の試料：

20 基板/Ta(30nm)/NiFe(2nm)/ $Ir_{20}Mn_{80}$ (10nm)/ $Co_{90}Fe_{10}$ (1.5nm)/ AlO_x /NiFe(3nm)/Ta(30nm)

比較例9の試料：

25 基板/Ta(30nm)/NiFe(2nm)/ $Ir_{20}Mn_{80}$ (10nm)/ $Co_{90}Fe_{10}$ (1.5nm)/ AlO_x /NiFe(4nm)/Ta(30nm)

実施例12の試料(本発明)：

基板／Ta (30 nm)／NiFe (2 nm)／Ir₂₀Mn₈₀
(10 nm)／Co₉₀Fe₁₀ (1.5 nm)／AlO_x／NiFe
(2 nm)／AlO_x／Ta (30 nm)

基板に近い方のAlO_x膜は、トンネル絶縁層9に対応し、トンネル絶縁層9に対応するAlO_x膜の上に形成されたNi₈₁Fe₁₉膜は、自由強磁性層10に対応している。比較例8、比較例9、及び実施例12の試料のNiFe膜は、いずれも、Ni組成比が82%よりも小さく、従って、NiFe膜の磁歪定数は、いずれも、正である。ただし、NiFe膜の組成は、異なっており、従って、磁歪定数も異なっている。比較例8、比較例9、及び実施例12の試料の自由強磁性層10の磁歪定数λは、それぞれ、約 2×10^{-5} 、約 9×10^{-7} 、約 5×10^{-6} である。

磁気抵抗素子は、下記の工程によって形成された。AlCu配線からなるワード線（下部配線2に対応）が形成され、該ワード線の周りに層間絶縁膜としてSiO₂膜が成膜された。更に、CMP (chemical mechanical polishing)によってSiO₂膜が平坦化された後、平坦化されたSiO₂膜の上に磁気抵抗素子を構成する積層膜が形成された。積層膜はマグネトロンスパッタ法により成膜した。各材料は放電アルゴン圧が0.2 Pa以下、成膜レートが約0.2 nm/sの条件で成膜された。トンネルバリアはAl層をスパッタ後、プラズマ酸化させることによって形成した。積層膜を275℃で5 kOeの磁場中熱処理した後、フォトリソグラフィとイオンミリングによって $0.7 \times 1.4 \mu\text{m}$ の長円型に加工されて磁気抵抗素子が形成された。磁気抵抗素子のアスペクト比は、2である。磁気抵抗素子の自由強磁性層とトンネル絶縁層とが接合する接合面はワード線の上方に位置している。磁気抵抗素子とワード線とは直接には接続されていない。ワード線と磁気抵抗素子の接合面と

の距離は約200nmである。またワード線の幅は1 μ mである。
この磁気抵抗素子の長軸方向はワード線方向に揃えられており、磁気抵抗素子の結晶磁気異方性は、磁場中における熱処理と磁場中におけるスパッタリングによって長軸方向に容易軸が揃えられている。

- 5 ワード線の幅は磁気抵抗素子の短辺方向の幅と同程度である。更に、磁気抵抗素子の周りに層間絶縁膜としてSiO₂膜が成膜される。成膜されたSiO₂膜の磁気抵抗素子の直上の位置にビアが形成され、SiO₂膜の上から全面にAlCu合金が成膜される。その後、AlCu合金をフォトリソグラフィーとエッチングによって加工し
- 10 てビット線（上部配線3に対応）が形成された。ビット線とワード線の方向は垂直である。磁ワード線により、磁気抵抗素子の短軸方向に強い圧縮応力が生じている。形成された磁気抵抗素子の自由強磁性層は磁歪定数が正なので、応力誘起磁気異方性は磁気抵抗素子の長軸方向に発生している。従って、結晶磁気異方性、形状磁気異
- 15 方性、及び応力誘起磁気異方性は、その方向が殆ど揃っており、磁気抵抗素子は、その長軸方向を容易軸とする一軸磁気異方性を有している。

- 比較例8、9及び実施例12の磁気抵抗素子の試料が、無作為に10個ずつ選ばれ、選ばれた試料の自由強磁性層の磁気抵抗曲線が
- 20 測定された。図39A～図39Cは、測定された磁気抵抗曲線を示している。図39Aよりわかるように比較例8の磁気抵抗素子の自由強磁性層は、その $4\pi M_s \times t$ が2.2(T \cdot nm)と小さい。即ち、形状磁気異方性が小さいにも関わらず、比較例8の自由強磁性層の反転磁界は、21(Oe)と最も大きい。これは磁歪定数が大
- 25 きいため応力誘起磁気異方性の増加によって反転磁界が増大したものと考えられる。また磁気抵抗曲線の角形性は良いがそのばらつきが大きい。これは自由強磁性層の膜厚が3nmと薄層化の限界に近

い為、Ta膜とNiFe膜との間の相互拡散が大きく、組成ずれによる磁歪定数のばらつきが発生していることを示している。

図39Bに示されているように、比較例9の磁気抵抗素子は、反転磁場が13(Oe)と最も小さいが磁気抵抗曲線の角形性が悪く
5 ループが寝てしまっている。磁気抵抗曲線に現れるバルクハウゼンノイズも多い。これは磁歪定数が非常に小さく応力誘起異方性が殆どないため一軸異方性が弱まり反転磁場が小さくなったこと、自由強磁性層の $4\pi M_s \times t$ が3.2(T·nm)と大きく、且つ、素子アスペクト比が2と小さいことによって反磁場の影響が強くなっ
10 ていることを反映しているものと考えられる。比較例9の磁気抵抗素子の磁気抵抗曲線の角形性やばらつきを改善するにはアスペクト比を大きくして反磁場を減らし形状異方性を強めなければならない。これは、素子サイズの増大や反転磁場の増大という問題点が生じる。

図39Cに示されているように、実施例12の磁気抵抗素子は、
15 自由強磁性層の反転磁場が16(Oe)と小さく、磁気抵抗曲線の角形性が良く、且つ、反転磁場のばらつきも最も小さくて優れている。これは、本発明の磁気抵抗素子は磁歪定数のばらつきを抑え、安定な応力誘起磁気異方性を適度に誘起していること、自由強磁性層の $4\pi M_s \times t$ が、約2(T·nm)と最も小さいことから反
20 磁場が小さく形状磁気異方性も小さいことによるものと考えられる。

応力誘起磁気異方性が適切に制御されている本発明の磁気抵抗素子が、小さなアスペクト比と特性の安定化とを両方実現できることが、下記の実験によって実証された。様々なアスペクト比を有する比較例9及び実施例12の磁気抵抗素子が形成された。磁気抵抗素
25 子の短軸の長さは0.5又は0.7 μ mであり、アスペクト比は、1.0～3.5であった。磁歪定数が大きい実施例12の試料は、形状磁気異方性に対する応力誘起磁気異方性の比 K_2/K_3 が比較

的に大きく、全てのアスペクト比の試料において、その比 K_2 / K_3 は 0.6 以上である。全ての実施例 12 の試料のうち、アスペクト比が 1.6 以下の試料は、応力誘起磁気異方性が形状磁気異方性よりも大きい、即ち、比 K_2 / K_3 が 1.0 以上であることに留意されたい。それぞれの条件について 30 個の磁気抵抗素子が形成され、形成された磁気抵抗素子の磁気抵抗曲線が評価された。更に、磁気抵抗素子の歩留まりが算出された。歩留まりの算出においては、磁気抵抗曲線に異常を有する磁気抵抗素子、例えば、磁気抵抗曲線にバルクハウゼンノイズが見られる試料、及びループの形状が寝てしまっている試料は、不良試料であると定義された。]

図 40 は、磁気抵抗素子の歩留まりを示すグラフである。磁歪定数が小さい（即ち、応力誘起磁気異方性が小さい）比較例 9 の磁気抵抗素子は、アスペクト比が 3.5 である試料のみしか十分に大きな歩留まりを示さない。これは、比較例 9 の試料は、形状磁気異方性による特性の安定化が必要であることを意味している。一方、十分に大きな応力誘起磁気異方性が与えられている実施例 12 の磁気抵抗素子は、1.0 から 3.5 のアスペクト比範囲の全域に渡って、十分な歩留まりを示している。これは、応力誘起磁気異方性を形状磁気異方性よりも大きくすることにより、2 以下のアスペクト比範囲でも十分に大きな歩留まりを得ることができることを示している。

What is claimed is:

1. 反転可能な自由自発磁化を有する自由強磁性層と、固定された固定自発磁化を有する固定強磁性層と、前記自由強磁性層と前記固定強磁性層との間に介設されたトンネル絶縁層を含む磁気抵抗素子と、

前記磁気抵抗素子を他の素子に電氣的に接続する非磁性の導体と、
前記導体と前記磁気抵抗素子との間に設けられた拡散防止構造体とを備えた

磁気抵抗デバイス。

10

2. 請求項1に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

前記拡散防止構造体は、前記導体を構成する材料の少なくとも一種が前記磁気抵抗素子に拡散することを防止する機能を有する

磁気抵抗デバイス。

15

3. 前記拡散防止構造体は、前記磁気抵抗素子を構成する材料の少なくとも一種が前記磁気抵抗素子に拡散することを防止する機能を有する

磁気抵抗デバイス。

20

4. 請求項1に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

前記導体は、Al, Cu, Ta, Ru, Zr, Ti, Mo, 及びWからなる群から選択された少なくとも一の元素を含む

磁気抵抗デバイス。

25

5. 請求項1に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

前記拡散防止構造体は、酸化物、窒化物、及び酸窒化物からなる

群のうちから選択された一の材料で形成された
磁気抵抗デバイス。

6. 請求項5に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、
5 前記拡散防止構造体は、導電性の窒化物で形成された
磁気抵抗デバイス。

7. 請求項5に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、
前記拡散防止構造体の厚さ方向の抵抗は、前記トンネル絶縁層の
10 厚さ方向の抵抗よりも低い
磁気抵抗デバイス。

8. 請求項5に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、
前記拡散防止構造体は、厚さが5 nm以下である膜である
15 磁気抵抗デバイス。

9. 請求項5に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、
前記拡散防止構造体は、その上面及び下面で接する層を構成する
元素よりも酸化物生成自由エネルギーが低い元素の酸化物である
20 磁気抵抗デバイス。

10. 請求項5に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、
前記拡散防止構造体は、その上面及び下面で接する層を構成する
元素よりも窒化物生成自由エネルギーが低い元素の窒化物で形成さ
25 れた
磁気抵抗デバイス。

1 1. 請求項 5 に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

前記拡散防止構造体は、その上面及び下面で接する層を構成する元素よりも酸化物生成自由エネルギー及び窒化物生成自由エネルギーが低い元素の酸窒化物で形成された

5 磁気抵抗デバイス。

1 2. 請求項 5 に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

前記拡散防止構造体は、 AlO_x , MgO_x , SiO_x , TiO_x , CaO_x , LiO_x , HfO_x , AlN , $AlNO$, SiN , $SiNO$, TiN , $TiNO$, BN , TaN , $HfNO$, ZrN からなる群から選択された材料で形成された

磁気抵抗デバイス。

1 3. 請求項 5 に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

15 前記拡散防止構造体は、酸化物層であり、且つ、前記トンネル絶縁層と同一の材料で形成された

磁気抵抗デバイス。

1 4. 請求項 1 2 に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

20 前記酸化物層は、前記トンネル絶縁層よりも薄い
磁気抵抗デバイス。

1 5. 請求項 1 に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

前記導体は、

25 前記トンネル絶縁層を介さずに前記固定強磁性層に電氣的に接続される第 1 導体と、

前記トンネル絶縁層を介さずに前記自由強磁性層に電氣的に接続

される第2導体

とを含み、

前記拡散防止構造体は、

前記第1導体と前記固定強磁性層との間に介設される第1拡散防

5 止層と、

前記第2導体と前記自由強磁性層との間に介設される第2拡散防
止層

とを含む

磁気抵抗デバイス。

10

16. 請求項15に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

前記第1拡散防止層と前記第2拡散防止層とは、酸化物、窒化物、
及び酸窒化物からなる群のうちから選択された一の材料で形成され
た

15 磁気抵抗デバイス。

17. 請求項1に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

Mnを含む層と前記導体、又は、Niを含む層と前記導体との間
に、前記拡散防止構造体を有する

20 磁気抵抗デバイス。

18. 請求項1に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

前記導体は、前記トンネル絶縁層を介さずに前記固定強磁性層に
電氣的に接続される第1導体を含み、

25 前記拡散防止構造体は、前記固定強磁性層と前記第1導体との間
に介設される第1拡散防止層を含み、

前記磁気抵抗素子は、前記固定強磁性層に接合され、且つ、Mn

を含む反強磁性層を更に含み、

前記反強磁性層は、前記固定強磁性層と前記第1拡散防止層との間に位置する

磁気抵抗デバイス。

5

19. 請求項18に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

前記固定強磁性層は、

前記トンネル絶縁層に直接に接合する強磁性層と、

前記強磁性層と前記反強磁性層との間に挿入される複合磁性層

10 とを含み、

前記複合磁性層は、酸化されていない金属強磁性体を主成分とし、前記金属強磁性体よりも酸素と結合しやすく、且つ、非磁性の元素の酸化物を副成分として混合されて形成されている

磁気抵抗デバイス。

15

20. 請求項19に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

前記強磁性層と、前記複合磁性層に含まれる前記金属強磁性体とは、Coを主成分とする金属強磁性合金から形成されている

磁気抵抗デバイス。

20

21. 請求項1に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

前記自由強磁性層は、

前記トンネル絶縁層に直接に接合する強磁性層と、

前記強磁性層に接合され、且つ、酸化されていない金属強磁性体

25 を主成分とし、前記金属強磁性体よりも酸素と結合しやすく、且つ、非磁性である元素の酸化物を副成分として混合されて形成されている複合磁性層

とを含む

磁気抵抗デバイス。

22. 請求項21に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

- 5 前記強磁性層と、前記複合磁性層に含まれる前記金属強磁性体とは、Coを主成分とする金属強磁性合金から形成されている磁気抵抗デバイス。

23. 請求項1に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

- 10 前記導体は、前記トンネル絶縁層を介さずに前記自由強磁性層に電氣的に接続される第2導体を含み、
前記拡散防止構造体は、前記自由強磁性層と前記第2導体との間に介設される第2拡散防止層を含む
磁気抵抗デバイス。

15

24. 請求項23に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

前記第2拡散防止層は、前記自由強磁性層に直接に接合され、
前記自由強磁性層の膜厚は、3nm以下である
磁気抵抗デバイス。

20

25. 請求項24に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

前記自由強磁性層の飽和磁化と膜厚との積は、3(T・nm)以下である
磁気抵抗デバイス。

25

26. 請求項23に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

前記自由強磁性層は、Niを含むNi含有強磁性膜を含み、

前記第2拡散防止層は、前記Ni含有強磁性膜に直接に接する磁気抵抗デバイス。

27. 請求項23に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

5 前記自由強磁性層は、

前記トンネル絶縁層に直接に接合する強磁性層と、

前記強磁性層に接合され、且つ、非磁性材料と前記強磁性層を構成する強磁性材料とを含有する磁化制御構造体とを含む

10 磁気抵抗デバイス。

28. 請求項27に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

前記磁化制御構造体は、非磁性体である

磁気抵抗デバイス。

15

29. 請求項27に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

前記磁化制御構造体は、前記強磁性層を構成する前記強磁性材料の酸化物又は窒化物で形成されている

磁気抵抗デバイス。

20

30. 請求項27に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

前記非磁性材料は、Ru, Pt, Hf, Pd, Al, W, Ti, Cr, Si, Zr, Cu, Zn, Nb, V, Cr, Mg, Ta, Moのうちから選択された少なくとも一の元素で構成されている

25 磁気抵抗デバイス。

31. 請求項27に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

前記非磁性材料は、前記強磁性材料の結晶の粒界に偏析している磁気抵抗デバイス。

3 2. 請求項 2 3 に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

- 5 前記自由強磁性層は、その応力誘起磁気異方性、及び形状磁気異方性の磁化容易軸の方向が一致するように形成された磁気抵抗デバイス。

3 3. 請求項 3 2 に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

- 10 前記自由強磁性層と前記トンネル絶縁層とが接合する接合面は、第 1 方向に長い形状を有し、
前記自由強磁性層の磁歪定数は正であり、
前記自由強磁性層には、前記第 1 方向と垂直な第 2 方向に圧縮応力が印加されている
15 磁気抵抗デバイス。

3 4. 請求項 3 2 に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

- 前記自由強磁性層と前記トンネル絶縁層とが接合する接合面は、第 1 方向に長い形状を有し、
20 前記自由強磁性層の磁歪定数は正であり、
前記自由強磁性層には、前記第 1 方向に引っ張り応力が印加されている
磁気抵抗デバイス。

25 3 5. 請求項 3 2 に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

- 前記自由強磁性層と前記トンネル絶縁層とが接合する接合面は、第 1 方向に長い形状を有し、

前記自由強磁性層の磁歪定数は負であり、

前記自由強磁性層には、前記第1方向に圧縮応力が印加されている

磁気抵抗デバイス。

5

36. 請求項32に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

前記自由強磁性層と前記トンネル絶縁層とが接合する接合面は、
第1方向に長い形状を有し、

前記自由強磁性層の磁歪定数は負であり、

10 前記自由強磁性層には、前記第1方向と垂直な第2方向に引っ張り
応力が印加されている

磁気抵抗デバイス。

37. 請求項32に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

15 更に、

基板と、

前記基板と前記自由強磁性層との間に、第1方向に延設された下
部配線

を備え、

20 前記自由強磁性層の磁歪定数は正であり、

前記自由強磁性層と前記トンネル絶縁層とが接合する接合面は、
前記第1方向に長い形状を有する

磁気抵抗デバイス。

25 38. 請求項32に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

更に、

基板と、

前記基板と前記自由強磁性層との間に、第2方向に延設された下部配線

を備え、

前記自由強磁性層の磁歪定数は負であり、

- 5 前記自由強磁性層と前記トンネル絶縁層とが接合する接合面は、
前記第2方向と垂直な第1方向に長い形状を有する
磁気抵抗デバイス。

39. 請求項22に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

- 10 前記自由強磁性層の応力誘起磁気異方性は、前記自由強磁性層の
形状磁気異方性よりも強い
磁気抵抗デバイス。

40. 請求項39に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

- 15 前記自由強磁性層は、長軸と前記長軸に垂直な短軸とを有し、
前記短軸に対する長軸の比として定義されるアスペクト比は、1.
0以上、2.0以下である
磁気抵抗デバイス。

- 20 41. 請求項23に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

前記自由強磁性層は、

前記トンネル絶縁層に直接に接合する第1強磁性層と、

前記第1強磁性層に接合され、且つ、酸化されていない金属強磁性体を主成分とし、前記金属強磁性体よりも酸素と結合しやすく、

- 25 且つ、非磁性の元素の酸化物を副成分として混合されて形成されている複合磁性層と、

前記複合磁性層に接合され、Niを含み、且つ、前記複合磁性層

及び前記第1強磁性層よりも磁氣的にソフトである第2強磁性層
とを含む

磁気抵抗デバイス。

5 42. 請求項40に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、
前記第1強磁性層と、前記複合磁性層に含まれる金属強磁性体は、
Coを主成分とする金属強磁性合金から形成されている
磁気抵抗デバイス。

10 43. 請求項1に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、
前記自由強磁性層は、
前記トンネル絶縁層に直接に接合する第1強磁性層と、
前記第1強磁性層に接合され、且つ、酸化されていない金属強磁
性体を主成分とし、前記金属強磁性体よりも酸素と結合しやすく、
15 且つ、非磁性の元素の酸化物を副成分として混合されて形成されて
いる第1複合磁性層と、

酸化されていない金属強磁性体を主成分とし、前記金属強磁性体
よりも酸素と結合しやすく、且つ、非磁性の元素の酸化物を副成分
として混合されて形成されている第2複合磁性層と、

20 前記第1複合磁性層と前記第2複合磁性層との間に介設され、前
記第1複合磁性層と第2複合磁性層とを反強磁性的に結合する非磁
性層
とを含む

磁気抵抗デバイス。

25

44. 請求項43に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、
前記第1強磁性層と、前記第1複合磁性層に含まれる前記金属強

磁性体と、前記第2複合磁性層に含まれる金属強磁性体とは、Coを主成分とする金属強磁性合金から形成されている磁気抵抗デバイス。

5 45. 請求項1に記載の磁気抵抗デバイスにおいて、

前記導体は、前記トンネル絶縁層を介さずに前記自由強磁性層に電氣的に接続される第2導体を含み、

前記磁気抵抗素子は、更に、前記自由強磁性層にバイアス磁場を印加する磁気バイアス素子を含み、

10 前記磁気バイアス素子は、

磁気バイアス用強磁性層と、

前記磁気バイアス用強磁性層に接合され、Mnを含む磁気バイアス用反強磁性層とを備え、

前記酸化物層は、

15 前記磁気バイアス素子と前記自由強磁性層との間に介設される第1酸化物層と、

前記磁気バイアス素子と前記第2導体との間に介設された第2酸化物層

とを含む

20 磁気抵抗デバイス。

46. 固定強磁性層を形成する工程と、

前記固定強磁性層に接合するトンネル絶縁層を形成する工程と、

前記固定強磁性層の反対側の接合面において前記トンネル絶縁層

25 に接合する第1強磁性層を形成する工程と、

前記第1強磁性層のうち、前記接合面と反対側に位置する反対部分を、非磁性の元素によって変質させる工程

とを備えた

磁気抵抗デバイス製造方法。

47. 請求項46に記載の磁気抵抗デバイス製造方法において、

5 前記反対部分が非磁性体になるように変質された

磁気抵抗デバイス製造方法。

48. 請求項46に記載の磁気抵抗デバイス製造方法において、

前記変質させる工程は、

10 前記反対部分を窒化又は酸化する工程を含む

磁気抵抗デバイス製造方法。

49. 請求項46に記載の磁気抵抗デバイス製造方法において、

前記変質させる工程は、

15 前記第1強磁性層の有する面のうち、前記接合面と反対側の反対

面に、非磁性金属で形成された非磁性金属膜を形成する工程と、

前記第1強磁性層と前記非磁性金属膜との間で相互拡散を発生さ
せる工程

とを含む

20 磁気抵抗デバイス製造方法。

50. 請求項49に記載の磁気抵抗デバイス製造方法において、

前記材料は、Niを含む

磁気抵抗デバイス製造方法。

Abstract of the Disclosure

磁気抵抗素子を他の素子に電氣的に接続する導体（例えば、ビア及び配線）と、磁気抵抗素子を構成する層との間の相互拡散を防止

5 することにより、磁気抵抗素子の熱的安定性を、一層に向上する磁気抵抗デバイスが提供される。本発明による磁気抵抗デバイスは、反転可能な自由自発磁化を有する自由強磁性層と、固定された固定自発磁化を有する固定強磁性層と、自由強磁性層と固定強磁性層との間に介設されたトンネル絶縁層を含む磁気抵抗素子と、磁気抵抗

10 素子を他の素子に電氣的に接続する非磁性の導体と、導体と磁気抵抗素子との間に設けられた拡散防止構造体とを備えている。